

В.Г. КАПЛУН, П.В. КАПЛУН

ИОННОЕ АЗОТИРОВАНИЕ В БЕЗВОДОРОДНЫХ СРЕДАХ

Монография

Хмельницкий 2015

УДК 621.793.6
ББК 34.204.32
К20

*Рекомендовано к печати Ученым советом
Хмельницкого национального университета,
протокол № 10 от 29.04.2015*

Рецензенты:

- Ляшенко Б. А.** – д-р техн. наук, проф.,
зав. лаб. упрочнения поверхности элементов конструкций
Институт проблем прочности им. Г.С. Писаренка
НАН Украины;
- Савуляк В. И.** – д-р техн. наук, проф., зав. каф.
технологии повышения износостойкости,
Винницкий национальный технический университет.

Материалы поданы в авторской редакции

Каплун В. Г., Каплун П. В.

К20 Ионное азотирование в безводородных средах : моно-
графия / В. Г. Каплун, П. В. Каплун. – Хмельницкий : ХНУ,
2015. – 318 с.

ISBN 978-966-330-218-8

Представлены результаты экспериментальных исследований технологии ионного азотирования в безводородных средах, рассмотрены влияние технологических параметров процесса на физико-механические и эксплуатационные характеристики азотированного слоя. На основании исследований напряженно-деформированного состояния пластины с азотированным слоем при различных выдах нагружения, разработаны пути повышения несущей способности композиции «покрытие–основа». Описаны особенности конструкции и характеристики разработанного оборудования и результаты промышленного внедрения данной технологии.

Для ученых и инженеров, а также для аспирантов и студентов технических ВУЗов.

**УДК 621.793.6
ББК 34.204.32**

ISBN 978-966-330-218-8

© Каплун В. Г., Каплун П. В., 2015
© ХНУ, оригинал-макет, 2015

ВВЕДЕНИЕ

Создание высококачественных, конкурентоспособных машин и оборудования, является одной из важнейших народнохозяйственных задач нашей страны. Её решение неразрывно связано с повышением конструкционной прочности и долговечности деталей машин и инструмента, применением и разработкой новых высокопроизводительных энерго-ресурсосберегающих экологически чистых технологий.

Статистика и исследования многих ученых [1–4] показывают, что большинство разрушений в технике начинается с поверхности. Свойства поверхностного слоя оказывают большое влияние на прочность и долговечность конструктивных элементов и машины в целом. Многие узлы и детали современных машин и оборудования работают в экстремальных условиях (высокие температуры, агрессивные среды, большие динамические нагрузки, радиационное облучение и др.), которые выдвигают новые требования к свойствам поверхности, методам их расчета на прочность и долговечность [5, 6], и обуславливают применение дорогостоящих тугоплавких и коррозионно-стойких материалов и сплавов, обеспечивающих высокие эксплуатационные характеристики. Одним из перспективных и экономичных способов решения данной задачи является нанесение упрочняющих защитных покрытий (УЗП), которые позволяют защитить конструкционный материал от воздействия среды и высоких температур, или упрочнить поверхность при сохранении менее прочной сердцевины.

Разнообразие условий эксплуатации машин, оборудования и инструмента для обеспечения их высокой надежности и долговечности требует создания рабочих поверхностей с различными физико-механическими характеристиками. Этим и обусловлено существование в настоящее время большого количества видов поверхностного упрочнения и УЗП с различными физико-механическими

свойствами. Эффективность их применения во многом зависит от правильности выбора типа, технологии нанесения и физико-механических параметров покрытия (толщины, твёрдости, градиента свойств по глубине, коррозионной стойкости, теплостойкости и др.). Невыполнение этих условий приводит не только к снижению эффективности применения УЗП, но даже к снижению конструкционной прочности и долговечности изделия за счет разупрочнения основы [7]. В каждом конкретном случае необходим индивидуальный подход к разработке параметров покрытия. Максимальный эффект от применения УЗП возможен только при оптимальном сочетании физико-механических свойств покрытия и материала основы для конкретных условий эксплуатации.

Среди большого количества типов УЗП и упрочнений наибольшее распространение в технике имеют диффузионные покрытия, получаемые методом химико-термической обработки (ХТО). Практически при ХТО можно формировать покрытия различного состава с широким диапазоном свойств. Прочность и долговечность материалов с покрытиями во многом зависит от технологии нанесения покрытия и её управляемости. Однако, большинство процессов ХТО в традиционном исполнении имеет большую продолжительность, что вызывает перегрев и ухудшение структуры и свойств металла, значительное коробление изделий, большой расход энергии и ресурсов. Применяемые водородсодержащие среды (смеси с аммиаком) зачастую приводит к водородному охрупчиванию, к значительной потере конструкционной прочности основного металла и к ухудшению экологической обстановки. Поэтому очень важным является вопрос применения прогрессивных ресурсосберегающих и экологически чистых технологий нанесения покрытий методом ХТО с применением электрических разрядов, лазерных лучей, ускорителей частиц и др. устройств. К числу таких наиболее перспективных технологий относится азотирование в тлеющем разряде (ионное азотирование). Ведущими учеными в области ХТО Б.Н. Арзамасовым, В.И. Архаровым, А.В. Билоцким, О.И. Бутенком, М.В. Киндрачуком, А.С. Горбуновым, Г.Н. Дубининым, Ю.М. Лахтиным, Л.С. Ляховичем, А.Н. Минкевичем, И.М. Пастухом, В.И. Похмурским, Д.А. Прокошкиным и др., в области математического описания диффузионной кинетики при получении покрытий В.Т. Борисовым, Я.Е. Гегузиным, К.П. Гуровым, Б.Я. Любовым, В.Ф. Шатинским, Г.В. Щербединским и др. создана теоретическая

база для изучения и развития диффузионных покрытий. Однако, как отмечается в первом справочнике по ХТО [9], существует разрыв между вопросами теории и практики получения и эксплуатации диффузионных покрытий. Многочисленные работы, посвященные исследованиям узких вопросов по отдельным видам диффузионных покрытий, носят описательный “фотографический” характер без попыток выявления сущности физико-механических процессов, возникающих при эксплуатации.

На прочность и долговечность изделий с покрытиями большое влияние оказывает напряжённо-деформированное состояние как покрытия, так и основы. Вопрос влияния физико-механических параметров диффузионных покрытий, состава, толщины, модуля упругости, остаточных технологических напряжений, градиента свойств по толщине и их соотношений с основой на напряженно-деформированное состояние несущих элементов при воздействии различных внешних нагрузок изучен недостаточно.

Анализ существующих работ не позволяет сравнить параметры и эксплуатационные свойства одного и того же покрытия, получаемого различными способами; выбрать оптимальный режим насыщения; оценить экономическую эффективность различных методов нанесения покрытий и их преимущества по сравнению с материалами без покрытий; определить оптимальные параметры покрытия одного и того же вида при реализации различных технологий. Причиной тому служит различие исходных характеристик покрытий и условий проведения исследований при получении покрытий, неидентичность условий испытаний при определении физико-механических характеристик и эксплуатационных параметров металлов с покрытиями. В настоящее время не существует стандарта или методического регламента для обеспечения условий при отработке оптимальных технологических режимов ХТО и полученные результаты разных исследователей трудно сопоставимы. Всё это обуславливает то, что до сих пор не разработано научно обоснованной методики создания и эффективного применения УЗП с заранее заданными оптимальными физико-механическими свойствами для конкретных условий эксплуатации.

Решение этой проблемы возможно на основании комплексных теоретических и экспериментальных исследований в областях прочности, технологии и эксплуатации с оптимизацией физико-механических характеристик УЗП по интересующим эксплуатацион-

ным параметрам. Поэтому проведение исследований и обобщений в этом направлении приобретает особую актуальность, в частности:

1. Научные основы повышения прочности и долговечности элементов конструкций посредством применения безводородных технологий диффузионных покрытий, оптимизации их физико-механических характеристик.

2. Энерго-, ресурсосберегающая, экологически чистая, хорошо управляемая технология ионного азотирования в безводородных средах, кинетика техпроцесса и физико-механические характеристики азотированных слоев.

3. Исследования остаточных напряжений после ионного азотирования в безводородных средах и их взаимосвязь с параметрами технологического процесса.

4. Результаты исследований напряженно-деформированного состояния пластины с покрытием, имеющим переменные свойства по глубине при различных видах нагружения (растяжении, изгибе, контактном воздействии).

5. Механизм разрушения конструктивных элементов с диффузионными покрытиями при различных видах нагружений и их расчет на прочность с учетом остаточных напряжений и водородного охрупчивания.

6. Результаты экспериментальных исследований прочностных и эксплуатационных характеристик образцов после ионного азотирования при испытаниях на растяжение, усталость при изгибе, фреттинг-усталость, износ при трении скольжения, контактную выносливость, коррозионную стойкость, кавитационно-эрозионное изнашивание и их математические зависимости от параметров ионного азотирования.

7. Оптимизация технологических процессов получения диффузионных покрытий по параметрам прочности и долговечности (на примере ионного азотирования);

8. Результаты промышленных испытаний элементов конструкций после ионного азотирования в безводородных средах по оптимальным режимам;

9. Оборудование для ионного азотирования в безводородных средах.

СОСТОЯНИЕ НАУКИ О ПОВЕРХНОСТНОЙ ПРОЧНОСТИ И РАЗРУШЕНИИ ТЕЛ С УПРОЧНЯЮЩИМИ ЗАЩИТНЫМИ ПОКРЫТИЯМИ

Надёжность и долговечность машин обусловлена сохранением во времени объёмной и поверхностной прочности материалов при действии нагрузок и среды. Состояние поверхности оказывает большое влияние на несущую способность конструкционных материалов [1–6, 10, 11].

В настоящее время проблема объёмной прочности в отличие от поверхностной более изучена. В результате использования представлений и методов физики металлов и полимеров разработаны теории пластичности, хрупкого и вязкого разрушения, усталости и ползучести, достигнуты успехи в теории внутреннего трения, реологии.

Недостаточная изученность физики поверхностной прочности материалов объясняется рядом объективных причин; принципиальными трудностями выделения объекта разрушения и его прямого наблюдения (например, при трении); термодинамической неравновесностью протекающих процессов и необходимостью рассмотрения их кинетики; влияния среды на всех этапах протекания процессов деформирования и разрушения. Успехи в области физики твёрдого тела позволили преодолеть некоторые из указанных трудностей, позволили установить явление структурной приспособляемости материалов при трении [2].

Однако описать поверхностное разрушение с использованием только представлений объёмного разрушения без учета поверхностных явлений, влияния среды невозможно. Интенсивность протекания таких физико-химических процессов как диффузия, коррозия, эрозия, износ и т.п., определяется прежде всего состоянием поверхности. Наличие движения дислокаций, накопление повреждаемости так же, как правило, связаны с состоянием поверхностного слоя.

1.1. Общие сведения о покрытиях и их особенностях как объекте исследований

Под словом “покрытие” будем понимать такое образование на поверхности материала, которое существенно отличается по своим кристаллохимическим, физико-механическим и теплофизическим свойствам от соответствующих свойств материала (основы). Покрытия применяются для повышения и улучшения тех или иных свойств основного материала. Они могут выполнять только защитные функции от воздействия высоких температур и агрессивных сред, тогда их называют защитными покрытиями, или упрочнять поверхность с целью повышения прочности и износостойкости, тогда их называют упрочняющими покрытиями. Некоторые покрытия способны выполнять полностью или частично обе функции – упрочнения и защиты основы от внешних воздействий. Покрытия обладают различными физическими, химическими, механическими, структурными и прочностными свойствами, определенное сочетание которых обеспечивает необходимые эксплуатационные свойства. Для оценки и определения свойств покрытий применяются различные характеристики (параметры): толщина, твердость, модуль упругости, пластичность, когезионная и адгезионная прочности, плотность, пористость, газопроницаемость, электропроводность, теплопроводность, температурный коэффициент линейного расширения, износостойкость, коррозионная стойкость и др. Данные характеристики определяются на основании исследований и испытаний по общепринятым для материалов методикам, регламентируемым стандартами [12–22] или по специальным методикам, изложенным в научной литературе [23, 43].

Однако, далеко не все характеристики можно определить без учета материала основы. Во многих случаях делать это нецелесообразно, так как характеристики, полученные отдельно для покрытий и в совокупности с основой существенно отличаются. Композиция “основной металл–покрытие” следует рассматривать как единое целое [23], так как вопрос влияния покрытий на конструкционную прочность изделия в целом значительно сложнее, чем представляется некоторым авторам, и не может быть решен простым исследованием структуры и свойств только покрытий. Очевидна необходимость комплексного всестороннего изучения данной композиции с привлечением современных средств оценки конст-

рукционной прочности, таких как статистические, динамические и усталостные испытания, а также испытания на трещиностойкость. В работе [23] предлагается классификация методик испытаний как покрытий, так и материалов с покрытиями и подчеркивается, что отсутствие в настоящее время классификации методов оценки структуры и свойств покрытий и материалов с покрытиями сдерживает не только научные исследования но и замедляет развитие и распространение прогрессивных методов нанесения покрытий в промышленности и народном хозяйстве страны. Материалы с покрытиями обладают новыми свойствами, не присущими в отдельности покрытию и основе. Например, при исследовании свойств с защитными покрытиями установлено, что необходимо учитывать целый ряд особенностей, вносимых наличием защитного покрытия [45–49], которые можно разделить на три группы:

- 1) наличие двух видов связей: когезионной и адгезионной;
- 2) особенности, связанные с различием физических и химических свойств материалов основы и покрытия. Так модули упругости основы и покрытия могут отличаться в четыре–пять раз [24, 35, 51, 55–57], микротвердость в два–три раза [25, 52, 53, 58], коэффициент линейного температурного расширения (КЛТР) – до десяти раз [52, 54, 56, 57] и т.п. Все это обуславливает градиент свойств на поверхности, а при наличии четкой границы раздела – скачек свойств;

- 3) особенности вносимые самим покрытием (различие свойств покрытия и основы) [26–29, 56]. Так модуль упругости монолитного молибдена в два раза ниже, чем у плазменно-напылённого порошка молибдена [27]. Теплопроводность покрытий может быть в пять–десять раз меньше значений для монолитного образца той же пористости, изготовленного из того же металла.

В зависимости от способа нанесения механические свойства покрытий могут изменяться в широких пределах [3, 30, 59]. Температурные режимы нанесения вызывают остаточные напряжения в покрытиях [60–68], распределение которых неоднородно по толщине композиции [63–68]. Свойства и характеристики композиции тесно взаимосвязаны и оказывают существенное влияние друг на друга и на композицию в целом [69]. Для различных композиций и условий эксплуатации существует оптимальное сочетание свойств, обеспечивающее максимальное значение тех или иных эксплуатационных характеристик. Так оптимизация остаточ-

ных напряжений в покрытии позволила повысить предельные нагрузки на композицию на 20–40 % [69], в четыре раза повысить ударную прочность покрытия [60], в полтора раза увеличить многоцикловую усталость в коррозионных средах [70]. Экспериментальные исследования [71] показали возможность повышения многоцикловой выносливости композиции при изгибе за счет оптимизации толщины покрытия.

Таким образом, при проектировании композиции “покрытие–основа” для получения максимального положительного эффекта необходимо учитывать весь комплекс свойств и характеристик в системе.

1.2. Влияние покрытий на механические свойства материалов

Многочисленными исследованиями установлено, что покрытия оказывают существенное влияние на механические свойства основы и композиции “покрытие–основа” в целом, причем это влияние может быть как положительным, т.е. вызывающим повышение механических характеристик, так и отрицательным, вызывающим их снижение. В литературе в основном встречаются исследования качественно объясняющие причины изменения механических характеристик основы после нанесения покрытия и очень мало работ, прогнозирующих и количественно определяющих степень этого влияния. Это объясняется прежде всего сложностью рассматриваемой проблемы.

Вопрос о влиянии твёрдых поверхностных пленок на механические характеристики металлов постоянно находится в поле зрения, начиная с 1934 г, когда Роско [12, 73] обнаружил, что окисная плёнка толщиной менее 20 атомных слоев, увеличивает критическое, напряжение сдвига монокристаллов кадмия примерно на 50 %. Роско установил, что при определенной толщине поверхностной пленки степень её влияния уменьшается с увеличением толщины образца. После снятия пленки, критическое напряжение сдвига понижалось до нормальной величины. Было высказано предположение, что повышение прочности обусловлено “залечиванием” субмикротрещин с помощью пленки. Эффект Роски подтвердили другие исследователи [74–77]. Ими показано, что пленки уменьшают скорость ползучести монокристаллов. Металлические пленки,

как и окисные, повышают критические напряжения сдвига, но ещё большее влияние оказывают на изменение характера кривых “напряжение–деформация” [12–79]. На поликристаллических образцах влияние плёнок в одних случаях было существенным, а в других не обнаружено [78–80]. Причиной упрочняющего действия плёнок является торможение перемещающихся внутри кристалла дислокаций либо подавление их поверхностных источников [78]. Поверхностные плёнки могут оказывать и отрицательные влияния на механические характеристики основы, как это показано в работе [81] при изучении влияния медного покрытия на цинк. Диффузионные слои, гальванические, напылённые покрытия, отнесённые согласно классификации Вествуда [82] к твёрдым средам, оказывают существенное влияние на разрушение основного металла. В работах [83, 84] показано, что степень влияния покрытия на деформацию определяется её способностью препятствовать выходу дислокаций на поверхность. Роль покрытия как барьера для дислокации была показана также в работах по аномальному эффекту последствия [85, 86], который объясняется накоплением дислокаций под поверхностью раздела “покрытие–основа” и последующим их освобождением после удаления покрытия [79, 87]. В литературе имеется большое количество работ, описывающих влияние различных покрытий на механические характеристики композиции “основа–покрытие” в различных условиях испытаний и эксплуатации. Это влияние может приводить к незначительному изменению свойств композиции по сравнению с исходным материалом [71, 88–98], значительному снижению прочности и пластичности композиции [27, 35, 58, 84, 98–108], к повышению её механических свойств после нанесения покрытия [25, 52, 58, 71, 84, 98–118]. Так в Работках [68, 119, 120] указывается, что в зависимости от соотношения свойств диффузионного слоя и основы покрытия по разному влияют на показатели прочности и пластичности композиции при статическом нагружении. Твёрдые, но хрупкие покрытия повышают пределы прочности и текучести, но уменьшают относительное удлинение. Алитирование, диффузионное меднение снижают прочность, но повышают пластичность. Борирование приводит к снижению выносливости стали в три–пять раз [119]. На повышение усталостной прочности материалов с пластичными плёнками и на уменьшение её в случае хрупких плёнок указывается в работах [79, 80]. Существенное уменьшение усталостной прочности вызывают гальванические покрытия [121–124]. Исследования показали, что плаз-

менные покрытия из сталей 40Х13, 11Х18МВД, У10А на стали 40ХНМА вызывают снижение усталостной прочности, а в условиях фреттинг-коррозии наоборот повышают пределы фреттинг-усталости на 56–81 % [126]. Усталостная прочность образцов с покрытием Мо ниже, чем без покрытия, а в условиях фреттинг-усталости, долговечность образцов с покрытием увеличивается [127]. Объяснение изменений несущей способности основы и композиции при нанесении покрытий в большинстве случаев связывают с более низкой прочностью и пластичностью материалов покрытий или с другими отдельными характеристиками. Однако, очень мало работ, в которых было бы рассмотрено комплексное влияние всех или основных факторов и параметров покрытий на конструкционную прочность и долговечность композиции “покрытие–основа”. Попытки в этом направлении сделаны в работах [50, 116], в которых дан анализ основных факторов, влияющих на изменение сопротивления деформированию материалов с изотермическими и защитными жаростойкими покрытиями. Расширение таких исследований применительно к диффузионным и другим типам покрытий с учётом реальных условий эксплуатации имеет важное научно-теоретическое и практическое значение. Оно позволит глубже понять сущность явлений, происходящих в композиции “покрытие–основа”, и найти пути повышения её прочности и долговечности при различных условиях нагружения.

1.3. Факторы, влияющие на прочность и долговечность композиции “основа–покрытие”

Анализ проведенных исследований показывает, что прочность и долговечность композиции зависит от многих факторов: химического состава, структуры и физико-механических характеристик как основы, так и покрытий, технологии нанесения покрытий, условий эксплуатации и др. Рассмотрим основные из них.

Прежде всего, характер и степень влияния покрытий на свойства композиции определяются составом покрытия [101, 105, 128–130]. Близкие по свойствам боридные, карбидные и нитридные покрытия различным образом влияют на изменение свойств композиции. Так, борированные поверхности почти на 70 % снижают предел упругости стали, а цементация и азотирование на 5 % и 10 % повышают предел упругости. В работе [133] изложена структурно-

энергетическая гипотеза о влиянии диффузионных покрытий на объёмные свойства сплавов. Влияние состава различных покрытий на механические свойства конструкционных материалов и сплавов с позиций дислокационных представлений об изменениях в структуре поверхностных слоёв в процессе деформации объясняется в работах [134–136].

Большое влияние на механические свойства композиции оказывает состав материала основы [7, 99, 131, 132]. Для различных материалов основы одно и то же покрытие может не только в разной степени изменять свойства, но и оказывать различное по характеру влияние. Так, нанесение хромового покрытия для одной марки стали привело к повышению на 20 % предела усталости, а для другой марки – почти такое же снижение усталости [102]. Нитрид титана, нанесённый методом КИБ на твёрдый сплав различных марок, дал различное увеличение предела прочности при изгибе (от 4,5 % до 23,8 %) [7].

Существенное влияние на прочность оказывает технология нанесения покрытий [7, 49, 120, 137–147]. Покрытия идентичного химсостава, но нанесённые разными способами, могут различным способом изменять свойства основы и композиции. Так, при нанесении покрытий методом КИБ ионная бомбардировка изменяет предел прочности твёрдых сплавов, заметно снижая её вариационные разбросы, и при оптимальной температуре процесса максимально увеличивает прочность [7]. Карбидо-титановые покрытия одного и того же состава, но нанесённые различными методами ДТ и ГТ, вызывают разупрочнение основы и снижение прочности композиции при изгибе соответственно на 18 % и 29 % [7]. Предел прочности при растяжении ниобиевого сплава ВН-3 при нанесении покрытий диффузионным методом уменьшается на 32 %, а плазменным – лишь на 15 % [128].

Значительную роль играет толщина покрытия и соотношения размеров толщины покрытия и основы [50, 71, 111, 113, 148–151]. Соотношения толщины покрытия и основы можно оптимизировать [50, 111, 149, 150] с целью повышения работоспособности композиции. В зависимости от толщины, покрытие может как повышать так и снижать модуль упругости композиции по сравнению с основой [151]. Авторы работ [83, 152] показали, что наличие твёрдого покрытия в зависимости от состояния упругих констант может оттеснять дислокации вглубь и вместе с тем препятствовать перемещению точек выхода дислокаций по поверхности или же при-

тягивать дислокации к границе раздела, снижая тем самым сопротивление деформированию основы. Дислокации, расположенные в кристалле-основе притягиваются к границе, если покрытие легче, чем кристалл-основа, и отталкиваются в противоположном случае. Чем выше модуль упругости покрытия, тем меньше число дислокаций в образованных им скоплениях при том же прикладываемом напряжении [83]. С другой стороны, чем больше дислокаций в скоплении, тем больше поле локальных напряжений они создают и тем меньше необходимо прикладывать внешнее усилие для их релаксации путем пластической деформации. В работе [84] на основании анализа литературных данных показано, что если модуль сдвига газотермического покрытия выше модуля сдвига основного материала, то на дислокацию будет действовать поляризованная сила отталкивания и наоборот, будет притягиваться, если модуль сдвига покрытия меньше модуля сдвига основы.

Большое влияние на механические характеристики композиции оказывают остаточные напряжения, которые возникают при формировании покрытий от действия ряда факторов: различия свойств материалов покрытий и основы, градиента температур, диффузионных процессов, фазовых превращений, предварительной обработки и др. Природа, методы определения и расчета остаточных напряжений, их влияние на механические свойства элементов конструкций изучались во многих работах [45, 50, 61–71, 153–165]. Величина и характер остаточных напряжений различны для различных покрытий [50, 68, 160].

Величина остаточных напряжений изменяется по толщине покрытия [63–67], знаку и месту возникновения максимума [68] в зависимости от условий технологического процесса, состава соединяемых материалов, направления диффузионных потоков, релаксационных явлений и т.д. [163, 164]. Несмотря на широкую известность и практическое использование влияния остаточных напряжений на прочность покрытия имеется мало данных о количественной связи с несущей способностью покрытия и композиции в целом [50, 158, 160]. Остаточные напряжения сжатия повышают механические характеристики композиции при испытаниях на растяжение [37, 38], многоцикловую усталость при изгибе [161, 162], термостойкость [36, 165], а напряжения растяжения, наоборот, снижают данные характеристики. Однако, остаточные напряжения сжатия не всегда оказывают благоприятное воздействие на прочность покрытия, чрезмерное их увеличение приводит к сколам [45] от-

слоению покрытия от основы [157], снижению несущей способности композиции [160]. В работе [154] рассмотрено влияние остаточных напряжений на механические свойства металлов в случае наличия на них диффузионных слоев. Установлено, что в одних случаях материал упрочняется, в других – разупрочняется, и что ответственными за происходящие в материале процессы являются остаточные напряжения сжатия и растяжения. Предельные напряжения в основе можно повысить на 20–40% путём создания в покрытии оптимальной величины остаточных напряжений сжатия [160]. В связи с большим разнообразием видов покрытий, и условий их эксплуатации, данные, полученные для одного класса покрытий, не всегда могут быть перенесены на другой класс покрытий. Поэтому возникает необходимость в оптимизации остаточных напряжений в покрытиях применительно к условиям эксплуатации, что позволяет на 20–40% повысить предельные напряжения в основе [50, 160].

К факторам, определяющим характер и степень влияния покрытия на механические свойства композиции, следует также отнести среду и условия нагружения. Многочисленные исследования показывают, что в различных средах [111, 128, 136, 162, 166, 167], при различных температурах [50, 84, 168–173], уровне [58, 71, 174, 175] и характере нагружения [71, 101, 128, 129] одни и те же покрытия различным образом влияют на характеристики основы и композиции в целом. Например, защитные жаростойкие покрытия оказывают разупрочняющее действие на металл основы [96–98, 167]. Однако, эксплуатация незащищенных, например, тугоплавких металлов в высокотемпературной агрессивной среде практически невозможна [169–173]. В связи с этим к защитным жаростойким покрытиям предъявляются требования обеспечения защиты от разупрочняющего действия высокотемпературной агрессивной среды и сохранения, а возможно и повышения, уровня несущей способности материала основы, полученного для тех же температурных условий без воздействия агрессивной среды (например, в вакууме). В качестве защитных жаростойких покрытий наиболее часто применяют соединения кремния, бора и некоторые оксиды, обладающие более низкими физико-механическими характеристиками, чем защищаемые металлы основы [23, 28, 45–49]. Под воздействием высоких температур возможна диффузия элементов покрытия вглубь материала основы. Все это вызывает разупрочнение основы. Для ослабления или устранения этого разупрочняющего воздействия применяют многослойные покрытия с барьерными подслоями [109,

169–173], модификацию технологии нанесения покрытия и последующей термообработки композиции [112, 137], легирование основы. Вместе с тем, применение таких покрытий в качестве упрочняющих для повышения несущей способности композиции как в неактивных, так и в коррозионно-активных средах не дает желаемого результата.

В эксплуатационных условиях под влиянием рабочей среды и действия силового поля меняются многие свойства материала. Прежде всего, некоторые константы, характеризующие материал в нейтральной среде, изменяются и перестают быть константами, а мероприятия по повышению прочности и долговечности материала на воздухе неприемлемы для агрессивных сред. Например, повышение прочности стали во многих средах дает отрицательные результаты, а наличие концентраторов напряжений столь опасных для высокопрочных сталей на воздухе, оказывается менее опасным при работе в агрессивных средах.

Силовое поле, вызывающее явление механической активации твёрдого тела при деформации, облегчает взаимодействие этого тела со средой. Особое универсальное и первичное свойство сред – это адсорбционное влияние (эффект Ребиндера). Под влиянием адсорбции на поверхности тел наблюдаются эффекты облегчения пластического течения и понижения прочности. При наличии поверхностно активных сред снижается поверхностная энергия твёрдого тела, увеличивается скорость генерирования дислокаций и их накопления у границ с соседними зёрнами. Эффект адсорбционного влияния может иметь место при одновременном воздействии процесса массопереноса, приводящему к изменению состава и структуры поверхностных слоев конструкционного материала [136]. При диффузии компонентов среды в металл и последующей его деформации возможно как разупрочнение (насыщение водородом), так и упрочнение по механизму блокирования дислокации (насыщение кислородом, азотом и углеродом) [136].

Большое влияние на прочность и износостойкость металлов оказывает водород, вызывая водородное охрупчивание поверхности [176–181] и водородное изнашивание [182–184]. Различают несколько видов водородного охрупчивания [6, 176]: охрупчивание первого рода, обусловленное источниками, которые имеются в исходном металле вследствие повышенного содержания водорода; охрупчивание второго рода, обусловленное источниками, которые развиваются в металле с повышенным содержанием водорода в

процессе пластической деформации. Охрупчивание первого рода является обратимым, охрупчивание второго рода может быть обратимым и необратимым.

Согласно современным представлениям [6, 177, 179, 185–187], водород длительное время может находиться в стали в виде ионов (протонов) и молекул. Небольшое количество водорода в стали не вызывает заметных изменений её свойств. Повышение концентрации водорода в стали выше некоторого предела, зависящего от качества стали, изменяет её физические и механические свойства и может вызвать появление дефектов, влияющих на прочность. Водород в стали меняет её механические свойства при кратковременном и длительном статическом нагружении, а также при повторно-переменном и ударном нагружении [176, 179, 181, 185–189].

Среди разнообразных проявлений воздействия водорода на механические свойства металлов, особое место занимает его влияние на трещиностойкость. Дефекты совершенно безопасные в обычных условиях в результате воздействия водорода могут стать опасными и привести к неожиданному хрупкому разрушению изделия [6]. Это обусловлено поверхностными процессами взаимодействия и проникновения водорода в металл (каталитическая диссоциация, хемосорбция, возникновение особых форм состояния водорода и т.п.), изменением структуры и энергетических свойств поверхности металла, состоянием и поведением водорода внутри металла, его влиянием на зарождение и развитие разрушения. Водород, попадая в металл, облегчает разрушение в сформированном дислокационном скоплении двумя путями: уменьшением либо сопротивления трения решетки, либо когезионных свойств решетки в ядре дислокации [6]. Первый фактор в значительной мере зависит от структуры и свойств сплавов, а также от типа преобладающей системы скольжения дислокаций и может как облегчать разрушение, так и препятствовать ему. Поэтому в решающей роли данного фактора в процессе охрупчивания можно усомниться. Влияние же второго фактора (уменьшение когезионных свойств решетки в зоне ядра, дислокации под воздействием водорода) считается достаточно обоснованной. В рамках дислокационно-декогезионной концепции Трояно-Ориони поступивший в металл водород прежде всего заполняет наиболее выгодные с энергетической точки зрения места – ядра дислокаций. В них концентрация водорода может достигать значений, сравнимых с единицей и даже больших единицы. При этом происходит ослабление когезии в ядре трещинообразующей

дислокации (вершине сверхдислокации-микротрещины), т.е. уменьшение силы сцепления, которая теперь является функцией количества водорода в зоне ядра дислокации или сверхдислокации за счет изменения электронной структуры металла, кластерообразования и образования связей металл-водород гидридного типа. Суммарный эффект этих трёх действий и представляет собой основной механизм декогезионного воздействия водорода на решетку металла.

Теоретические концепции о механизме влияния водорода на разрушение [177, 178, 193–195] связывают облегчение разрушения металлов с одним (или несколькими) из следующих факторов [6]:

1. Давление молекулярного водорода в микрополостях в металле.
2. Обусловленная водородом декогезия в кристаллической решетке металла.
3. Взаимодействие атомов водорода в металле с дислокациями.
4. Химическое взаимодействие водорода с компонентами сплавов и выделение водородсодержащих фаз (гидридов и т.п.).
5. Поверхностное воздействие (хемосорбция) в системе “металл–водород” (среда).

По водородной хрупкости имеется ряд монографий, в которых обобщён большой экспериментальный материал по влиянию водорода на объёмную прочность стали, на основании которого можно сделать следующие выводы:

- водород не оказывает большого влияния на упругие характеристики стали, однако пластические свойства (удлинение и сужение) снижаются пропорционально росту концентрации водорода вплоть до достижения его концентрации $5 \text{ см}^3/100 \text{ г}$; при дальнейшем увеличении концентрации водорода пластичность снижается на низком уровне;
- разрушающее напряжение снижается пропорционально росту концентрации водорода;
- степень охрупчивания стали под влиянием водорода уменьшается с увеличением скорости деформации и проявляется наиболее сильно в интервале температур $-100 - +100^\circ\text{C}$;
- влияние охрупчивания проявляется при наличии растягивающих напряжений, типичное для пластической стали вязкое разрушение в присутствии водорода становится хрупким;
- интенсивность охрупчивания стали под влиянием водорода зависит от обработки, напряженного состояния, структуры, химического состава стали, характера приложения нагрузки [190–192].

Для защиты металлов от воздействия водорода при повышенных температурах и давлениях рекомендуются следующие методы [187]: введение в сталь сильных карбидообразующих элементов (хром, молибден, ванадий, ниобий и титан) для стабилизации карбидной составляющей и предупреждения обезуглероживания стали; плакирование или футеровка стали металлами, имеющими более низкую водородопроницаемость (медь, серебро, алюминий, сталь 08X13, 12X18H10T и др.), создание защитных упрочняющих покрытий.

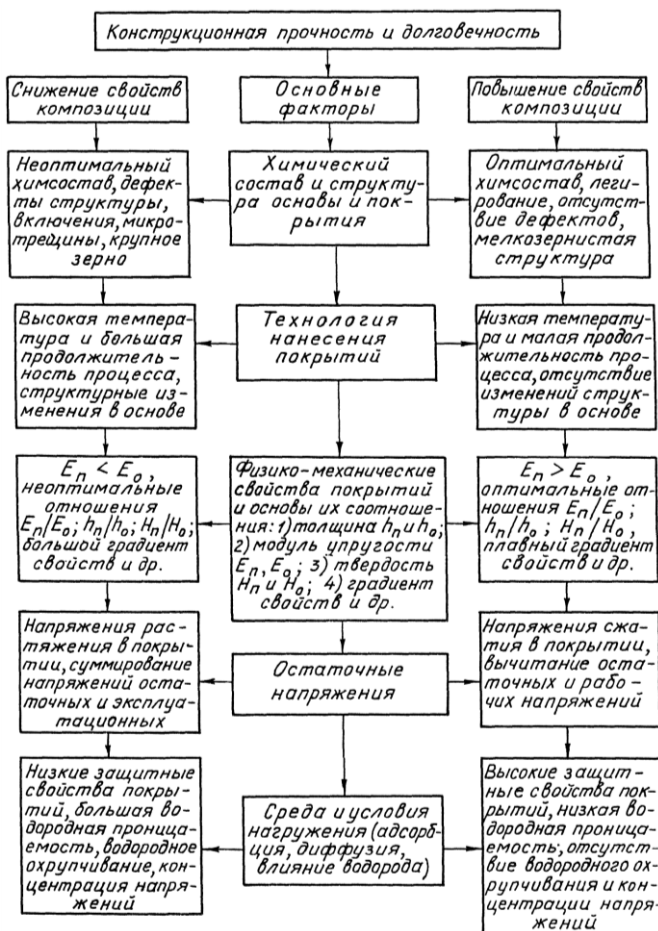


Рис. 1.1. Основные факторы, влияющие на прочность и долговечность композиции “покрытие–основа”

Следует отметить, что большинство приведенных в литературе работ посвящено влиянию водорода на физико-механические характеристики металлов без покрытий. И хотя основные закономерности этого влияния остаются справедливыми и для металлов с покрытиями, всё же покрытия вносят и ряд специфических особенностей в кинетику и характер разрушения металлов в водороде, не учитывать которых нельзя. Прежде всего они способны многократно уменьшить проницаемость водорода из среды в металл [8, 189, 192, 196] при эксплуатации элементов конструкции в водородсодержащих средах и, наоборот, препятствуют миграции водорода из металла после нанесения покрытия в водородсодержащих средах. Накопление дислокаций под поверхностью раздела “покрытие–основа” [79, 85–87] вызывает повышение концентрации водорода и зарождения трещин в этих местах.

Обобщая изложенное, можно выделить основные факторы, влияющие на прочность и долговечность основы и композиции в целом (см. рис. 1.1). Различные значения и сочетания этих факторов могут привести к разупрочнению основы и снижению свойств композиции, или оптимальные их значения обеспечивают повышения свойств композиции.

1.4. Методы и способы нанесения покрытий, их классификация, достоинства, недостатки

В настоящее время существует большое количество методов и способов нанесения покрытий для различных целей и число их интенсивно увеличивается [8], поэтому необходима их систематизация и классификация. В литературе встречаются различные классификации методов, и способов получения покрытий, проводимые по различным признакам. При этом зачастую нет четкого разграничения между методами и способами, отсутствует единый основополагающий принцип. В работе [8] дан анализ существующих методов и способов получения покрытий и критериев их выбора. Показано, что метод – более общее и широкое понятие, объединяющее различные способы нанесения покрытий. Методы отличаются друг от друга принципиальными физико-химическими признаками, которые определяют основные параметры формируемых покрытий (состав, структуру, распределение компонентов по толщине, толщину), их эксплуатационные характеристики (прочность, защитные

свойства, износостойкость и др.). Способы нанесения покрытий являются составной частью метода и отличаются друг от друга определённым, характерным для данного способа признаком. Например, метод получения покрытий диффузионным насыщением из газовой фазы; способ диффузионного насыщения из газовой фазы в потоке газообразных соединений.

В работе [139] проведена следующая классификация методов (способов) получения покрытий:

- 1) электроосаждение (в водных растворах, расплавах солей, в органических растворах, электрофорез);
- 2) напыление (пламенное, плазменное);
- 3) плакирование (прокатка, газопрессовая сварка);
- 4) осаждение из газовой фазы (диффузионное насыщение, химические и перелитические реакции, в газовой фазе или кипящем слое);
- 5) эмалирование;
- 6) металлизация в вакууме;
- 7) погружение (в жидкие металлы, в расплавы солей, высаживание или селективное вымораживание из жидкометаллического раствора);
- 8) окрашивание (обливание, обмазывание);
- 9) экзотермические реакции. В данной классификации отсутствует единый основополагающий принцип.

В работе [140] на основании результатов проведенных исследований для анализа воздействия покрытий на прочностные свойства основы покрытия разбиты на две группы. В первую включены покрытия в виде слоёв (плёнок), нанесённых гальваническим способом, вакуумным или плазменным напылением, в этом случае между покрытием и основным металлом не образуется промежуточных слоёв. Вторую группу составляют диффузионные покрытия, состоящие из твёрдых растворов или соединений.

По технологическим признакам авторами [84] покрытия подразделяются на защитные, для повышения долговечности и надёжности в агрессивных средах; контактные, для повышения работоспособности пар трения и герметизации; для придания поверхности особых физических (электрических, оптических) свойств; декоративные.

Значительный интерес представляет классификация методов химико-термической обработки с помощью диффузионного насыщения, приведенная в работе [141], в основу которой положена

физико-химическая характеристика внешней насыщающей среды, содержащей элементы покрытия в определённом состоянии. Данная классификация удобна для термодинамической оценки процесса получения покрытия.

Достаточно полная классификация методов и способов нанесения покрытий приведена в работе [9], учитывающая влияние среды, внешнего механического и электрического воздействия на формирование покрытий. Все методы получения покрытий авторами разделены на четыре вида: 1) химико-термический метод, формирующий покрытие диффузионным насыщением; 2) механический метод, объединяющий способы, при которых влияние адгезионного взаимодействия покрытия и основы значительно, отсутствует или незначительно во времени диффузионное взаимодействие между основой и покрытием и отсутствует диффузионная переходная зона. При использовании данного метода формируются покрытия плакированного типа. Сюда входят способы напыления: вакуумный, плазменный, газоплазменный и детонационный; 3) химический метод нанесения покрытий осуществляется в специальных средах из которых путем реакций восстановления, контактного обмена выделяется элемент покрытия, кристаллизующийся на поверхности изделия. Он включает химическое никелирование, оксидирование, фосфатирование, хромирование; 4) электрохимический метод, заключающийся в нанесении покрытий в результате электрохимического выделения компонентов покрытия в виде ионов из электролитов или газовой фазы при пропускании электрического тока от внешнего источника.

Однако, данная классификация недостаточно полно учитывает новые способы получения покрытий с применением высококонцентрированных источников энергии.

Интересным в этом отношении является классификация и анализ методов получения покрытий на режущем инструменте, приведенные в работе [7], в которой авторы большое внимание уделяют новым технологиям. С учетом специфики протекания процессов формирования покрытий существующие методы подразделяются на три основные группы.

К первой группе относятся методы, при которых формирование покрытий осуществляется преимущественно за счет диффузионных реакций между насыщаемыми элементами и структурами инструментального материала. Это химико-термические ме-

тоды (ХТМ), включающие электроискровое легирование; ионное азотирование в плазме тлеющего разряда; ионная цементация в плазме тлеющего разряда; ионная имплантация; диффузионное насыщение из твёрдой, жидкой или газовой среды; твёрдодиффузионное насыщение твёрдого сплава из твёрдой фазы (метод ДТ) и др.

Ко второй группе методов по классификации [7] относятся методы химического осаждения покрытий из парогазовой фазы (метод ХОП), получившие в мировой практике наименование CVD (Chemical vapor deposition). К этой группе авторы [7] относят плазменные и детонационные методы напыления покрытий.

К третьей группе методов относятся методы физического осаждения покрытия (метод ФОП), получивших название в мировой практике PVD (Physical vapor deposition). Эти методы включают вакуумное испарение тугоплавкого металла, его частичную или полную ионизацию, подачу реакционного газа, химические и плазмохимические реакции, конденсацию покрытия на рабочих поверхностях. Характерной особенностью методов ФОП является отсутствие переходной зоны между покрытием и основой.

Следует отметить, что приведенная в работе [7] классификация покрытий далеко не полная и сделана применительно к режущему инструменту. Более полной является классификация износостойких покрытий, приведенная в работе [30] (табл. 1.1).

Таблица 1.1

Способы получения высокотвёрдых покрытий

| Вид покрытия | Способ нанесения покрытия |
|--------------------|--|
| Химико-термический | 1. Однокомпонентное диффузионное насыщение элементами: С, N, В, Gr, Si. 2. Многокомпонентное диффузионное насыщение на базе элементов С, N, В, Gr, Si |
| Термомеханический | 1. Плазменное бездиффузионное напыление. 2. Детонационное бездиффузионное напыление |
| Физический (PVD) | Различные виды ионно-плазменного напыления: а) реактивные; б) активированное; в) с конденсацией |
| Химический (CVD) | 1. Осаждение из газовой фазы. 2. Плазменно-активированное осаждение из газовой фазы |
| Электрофизический | 1. Электроискровое легирование. 2. Магнитоэлектрическое легирование. 3. Гальванические дисперсионные покрытия |

Анализ литературных источников, в которых имеются различные варианты классификации покрытий, показал, что наиболее полной и удачной, по нашему мнению, является классификация, приведенная в работе [8]. Эта классификация (см. рис. 1.2) базируется на приведенной ранее в работе [141] классификации и дополнена новыми способами получения покрытий и их трактовками, появившимися в последнее время. Она объединяет все рассматриваемые в других работах методы и способы получения покрытий и может быть дополнена и расширена другими вновь появившимися способами.

Из существующих методов получения покрытий наибольшее распространение в промышленности получил химико-термический метод (ХТМ), сочетающий термическое и химическое воздействие и заключающийся в диффузионном насыщении недорогого исходного материала легирующими элементами с целью повышения его физико-механических характеристик. Основными преимуществами ХТМ является возможность эффективного изменения свойств поверхностного слоя варьированием химического состава, структуры и физико-механических параметров. Химико-термическая обработка позволяет изменять градиент свойств покрытия в направлении от поверхности к сердцевине. Это достигается за счет диффузионного насыщения поверхностного слоя элементами С, N, O, S, Si, В, Cr и др., находящимися в атомарном состоянии и способными растворяться в базовом материале. ХТО, повышая твердость, износостойкость, задиростойкость, кавитационную и коррозионную стойкость и создавая на поверхности благоприятные остаточные напряжения сжатия, увеличивает усталостную прочность, надёжность и долговечность машин [197]. Среди химико-термических способов нанесения покрытий наиболее эффективными, особенно для жестких условий трения, являются азотирование, борирование, хромирование, а также комплексное насыщение на их основе [30]. Диффузионные слои обеспечивают повышение относительной износостойкости в среднем в 2–3 раза [147], а в отдельных случаях (двухкомпонентное борирование) при трении в абразивных средах в пять–шесть раз [197]. Вместе с тем ХТО имеет существенные недостатки, а именно: высокие температуры техпроцессов (500–1200°С), вызывающие структурные изменения и разупрочнение основного материала; большая продолжительность (до 70 часов при газовом азотировании в печах), требующая большого расхода энергии и ресурсов; деформации и поводки, понижение класса шероховатости, требующее последующей финишной обработки.

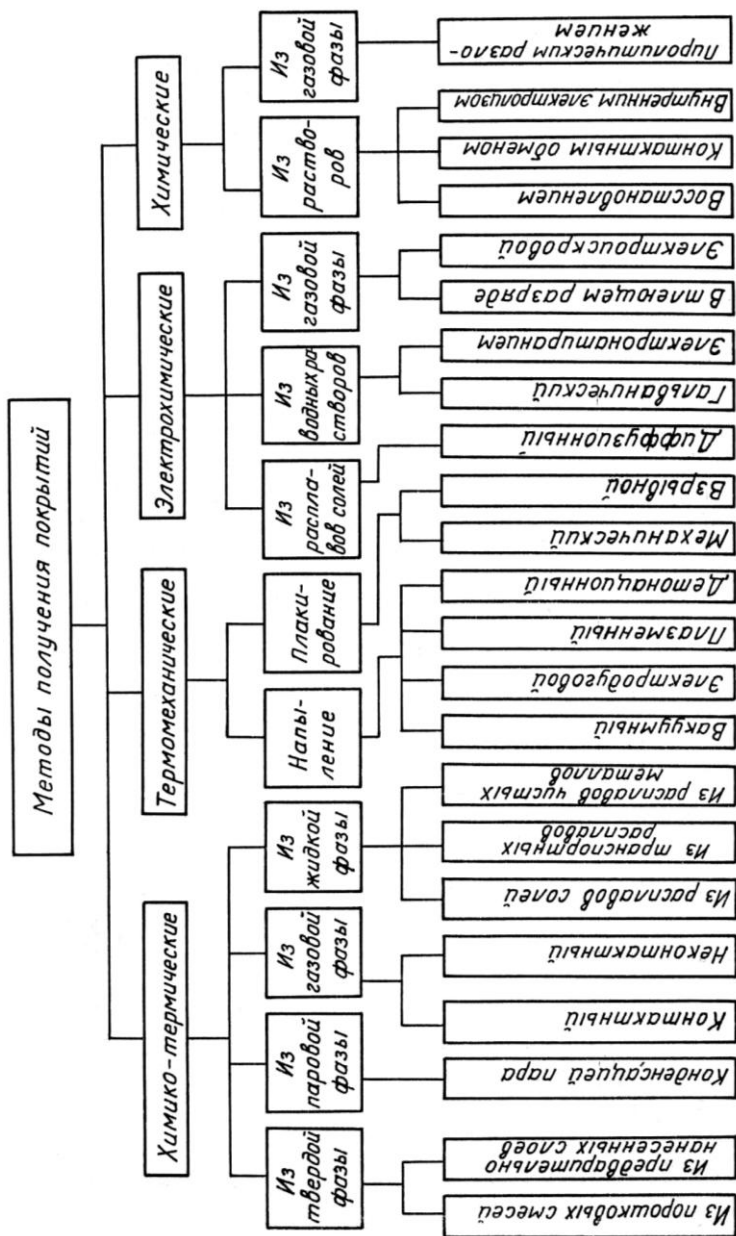


Рис. 1.2. Классификация методов и способов нанесения покрытий

Термомеханический метод нанесения покрытий объединяет способы, при которых влияние адгезионного взаимодействия между покрытием и основой значительно. При этом формируются покрытия плакированного типа, в которых диффузионное взаимодействие между покрытием и основой отсутствует или незначительно во времени и не приводит к образованию переходной диффузионной зоны. Термический метод включает способы напыления (вакуумный, плазменный, газоплазменный, электродуговой и детонационный) и плакирования (механический и взрывной), которые позволяют наносить покрытия из любых металлов, сплавов и химических соединений. Это позволяет значительно повысить износостойкость, теплостойкость и коррозионную стойкость изделий. Однако, способы напыления не обеспечивают высокую прочность сцепления с подложкой, слои имеют большую пористость, обработка эффективна для изделий с простой геометрической формой поверхности.

Электрохимический метод нанесения покрытий заключается в электрохимическом выделении компонентов покрытия в виде ионов из электролитов (гальванических, водных и неводных растворов, расплавов солей) или газовой фазы при пропускании электрического тока и последующего их осаждении на подложку (деталь). При этом деталь является одним из электродов, а вторым электродом является или нейтральная по отношению к насыщающей среде деталь или растворимый материал покрытия. Покрытия из газовой фазы осуществляются с использованием газовых разрядов и в частности тлеющего разряда. Электрохимический метод объединяет и электроискровой способ нанесения покрытий. К достоинствам данного метода следует отнести хорошую управляемость технологическим процессом, возможность получения покрытий различного состава, экономичность и технологичность. К основным недостаткам метода следует отнести неравномерность толщины слоёв, наводораживание и слабое сцепление с основой (при гальванических способах), растворение металла основы (при нанесении в солях), снижение класса шероховатости поверхности (при электроискровой обработке).

Химический метод нанесения покрытий осуществляется в специальных средах, состоящих из химических соединений элементов покрытия и с другими компонентами, из которых в результате взаимодействия с металлом подложки путем реакции восстановления, контактного обмена или пиролизического разложения выделяется элемент покрытия, кристаллизующийся на поверхности

изделия. Способами такого метода является химическое никелирование, оксидирование, фосфатирование, хромирование. Положительными сторонами метода являются технологичность, равномерные по толщине покрытия на изделиях сложной конфигурации, более высокая твёрдость и меньшая пористость покрытий по сравнению с гальваническими, возможность управления структурой и получения двухфазных покрытий на основе хрома при пиролизе металлоорганических соединений [198, 199]. Недостатками метода являются взрывоопасность и вредность многих технологических процессов, недостаточная адгезионная прочность покрытий большой толщины, ограниченность числа покрытий по составу, высокая температура нагрева подложки.

Оценки эффективности различных методов и способов нанесения покрытий в настоящее время затруднены, так как не выработаны критерии оценки, учитывающие множество показателей и характеристик, связанных с физико-механическими свойствами покрытий, технологией нанесения, условиями эксплуатации, экономическими и экологическими факторами. В литературе имеется большое количество работ, в которых приводятся сравнительные характеристики отдельных методов и способов покрытий по отдельным узким эксплуатационным или технологическим параметрам, например, износостойкости, твёрдости, глубине слоя, коррозионной стойкости, теплостойкости и т.д., без учета экономических затрат, сложности технологии, безопасности труда и других показателей. Безусловно, что такая оценка является неполной и необъективной. При оценке эффективности различных методов нанесения покрытий необходимо учитывать принципиальные возможности создания оптимальных параметров покрытия (состав, структуру, характер распределения компонентов, толщину и др.) и возможность управления этими параметрами изменением технологических факторов (температура, среда, время, давление); технологические показатели методов (повторяемость, температура, время процесса, габариты и конфигурация изделий, необходимость дополнительных обработок, серийность производства, экономические требования, техника безопасности и промсанитария; стоимостные показатели (капвложения, амортизационные отчисления, стоимость материалов и зарплата).

Впервые в работе [8] проведен качественный многокритериальный анализ эффективности различных методов упрочнения с применением бальной системы. Критерии оценки были разбиты на

три группы: 1) принципиальные возможности получения и управления параметрами (составом, толщиной, структурой); 2) обеспечение качественных показателей покрытий (пористость, равномерность по толщине, сцепляемость с подложкой, трещиностойкость); 3) технологические и стоимостные параметры (температура процесса, время процесса, конфигурация изделий, массовость производства, капитальные вложения, дополнительная обработка поверхности, потери исходных материалов). Проведенная оценка эффективности методов нанесения покрытий показала, что некоторое преимущество в сумме имеют способы покрытий из жидкой фазы, растворов солей, паровой фазы. Данная оценка ещё достаточно груба, так как она не учитывает ещё целого ряда факторов, но она может совершенствоваться дифференцированием баллов и увеличением числа факторов учета. Важен индивидуальный подход к выбору состава покрытия и способа его нанесения с учётом назначения покрытия и совместимости с материалом основы с позиций прочностных характеристик. При выборе способа нанесения основным является достижение оптимальных свойств состава, структуры и качества покрытия, повторяемость при нанесении и экономичность процесса. В настоящее время не существует универсальных методов нанесения покрытий для всех эксплуатационных случаев. Очевидно, что создание таких методов с точки зрения их эффективности вряд ли целесообразно. Однако, как утверждают авторы работы [8], весьма актуальна разработка способов получения покрытий на базе единого метода и оборудования для определённых областей назначения покрытий и покрываемых деталей.

1.5. Интенсификация процессов формирования покрытий химико-термическими методами

Несмотря на имеющиеся недостатки, отмеченные ранее, наибольшее распространение в практике получили диффузионные покрытия, получаемые методами химико-термической обработки (ХТО). Процесс получения диффузионных покрытий весьма сложный при теоретическом описании. Он состоит из ряда физико-химических стадий, которые представляют собой самостоятельные области исследования, а именно: очищение поверхности от оксидных плёнок; получение элемента покрытия в атомарном состоянии; перенос в какой-либо транспортной среде (газ, пар, жид-

кий раствор); адсорбция на поверхности и зародышеобразование кристаллической структуры внешнего слоя покрытия (твёрдый раствор или соединение), равновесного состава по отношению к насыщающей среде; изменение состава и структуры в прилегающем объёме основного материала, а также рост слоев покрытия [8]. Установление эффективности процесса, управление параметрами покрытия, разработка оптимальных технологических режимов требует кинетической оценки. Для этого следует установить механизм протекания процесса в стадиях, так как только на основании механизма можно выделить лимитирующее звено и составить кинетические зависимости, описывающие это звено.

Вопросы управления параметрами покрытий взаимосвязаны с интенсификацией процесса их формирования, так как процесс формирования покрытия заключается в изменении термодинамических и кинетических характеристик физико-химических процессов на границе фаз насыщения среда – металл и в объеме этих фаз. Интенсификация формирования диффузионных покрытий является весьма важным вопросом, позволяющим устранить основной недостаток, нетехнологичность, связанную с длительностью ХТО. Интенсификация процесса ХТО достигается отдельным или одновременным влиянием различными методами на устранение оксидных пленок и совмещение процессов адсорбции элементов насыщения с удалением пленок; на уменьшение времени латентного периода до установления равновесной концентрации компонентов на границе насыщающая среда – металл; на ускорение процессов, ответственных за формирование покрытий, т.е. ускорение диффузионного массопереноса.

Авторы [8] классифицируют методы интенсификации ХТО следующим образом; 1) оптимизация технологии обработки (давление и температура в системе, сочетание насыщающая среда – металл, циклическое изменение параметров и другие методы); 2) использование особых источников нагревания и силового воздействия на систему (применение ТВЧ, ускоренного электронагрева, ускоренной пластической деформации поверхностных слоев); 3) электрофизическое и акустическое воздействие на систему или её отдельные элементы (ионизация, магнитные поля, облучение); 4) использование сред с активаторами и катализаторами (водородсодержащие среды, энерговыделяющие пасты, псевдосжиженные слои).

В работе [200] методы интенсификации ХТО условно делят на две основные группы. К первой группе относятся методы, ос-

нованные на варьировании традиционных параметров ХТО: температуры, давления, состава и расхода среды и др., а также на применении различных активаторов и катализаторов. Вторая группа включает методы, основанные на физическом воздействии извне на металл или активную среду (электронагрев, электрический разряд, ультразвук, циклическое упруго-пластическое деформирование, электростатическое поле, электронный удар, высокочастотное электромагнитное поле, ультрафиолетовые лучи, облучение нейтронами).

Наиболее действенным способом ускорения процессов диффузионного насыщения является повышение температуры. Однако внедрению этого способа, например, при цементации в обычных печах препятствует сильный рост зерна стали, снижение механических свойств слоя и сердцевины, повышенное коробление изделий, пересыщение поверхности углеродом, образование цементитной сетки [201].

Интенсифицировать диффузионное насыщение позволяют колебания температуры процесса. Широко применяется изменение температуры для некоторого ускорения процесса азотирования. Двух- и трехступенчатые температурные режимы азотирования внедрены в производство [201, 204].

Увеличение давления активной газовой среды интенсифицирует процессы цементации [202], азотирования [203] и хромирования [141] стали.

Большое значение для протекания поверхностных реакций при ХТО имеет рациональный подвод активной среды и своевременный отвод продуктов реакции. Интенсивность подвода активной среды к поверхности насыщаемого металла будет влиять на распределение концентрации активного агента и продуктов реакции в реакционном объеме. Продукты реакции создают газообразные барьеры у поверхностей насыщаемого металла и насыщающего компонента, которые затрудняют доступ активных атомов в зону реакции [205]. Имеются способы интенсификации, которые способствуют срыву этих барьеров. К ним относятся насыщение с использованием кипящего слоя [206–208], виброкипящего слоя [209] и “циркуляционный” способ [211].

Решающее влияние на процесс насыщения оказывают физико-химические свойства насыщающей среды. Подбор оптимального состава среды до последнего времени проводился эмпирически. В работах [205, 212] сделана попытка обобщить накопленные опытные данные и на этой основе предсказывать ход процессов диф-

фузионного насыщения. Состав среды должен быть подобран так, чтобы, атомы насыщающего компонента имели высокую теплоту хемосорбции и прочно адсорбировались на поверхности. В то же время продукты реакции должны легко проникать в объем, т. е. иметь низкое значение теплоты адсорбции на поверхности изделия. При насыщении из газовой среды бывает необходимо, чтобы компонент, содержащий нужный элемент, имел большую теплоту адсорбции. Если это условие не соблюдается, то изделие покрывается “чехлом” из другого вещества, что резко замедлит процесс насыщения. Такое явление наблюдается при насыщении даже в достаточно чистом азоте [205].

Важно для интенсификации процесса насыщения правильно подобрать активаторы процесса. Требования, предъявляемые к активаторам, сформулированы в работе [213]. Они должны ускорять доставку насыщающего элемента к изделию путем образования газовой фазы; разлагаться и испаряться при нагреве и вытеснять воздух из объема, в котором проводится насыщение, а также приводить к удалению окисных пленок на металле.

В качестве ускорителей процесса азотирования на небольшую глубину можно применять ферросплавы, нитробензол, окись азота, хлор, медь, магнезию, анилин. Значительный эффект ускорения наблюдается при совместном использовании ферросилиция и шестивалентной окиси хрома [214, 215]. Недостаток применения катализаторов заключается в том, что они не влияют на скорость диффузии насыщающего элемента в стали. Поэтому катализаторы дают незначительный эффект только в начальной стадии процесса.

Эффективными являются методы интенсификации, которые воздействуют на наиболее медленно протекающие стадии процесса. Это методы второй группы, оказывающие комплексное воздействие на процесс ХТО.

Ультразвуковые колебания способствуют ускорению процессов ХТО. Экспериментально установлено, что при воздействии ультразвука возрастает скорость насыщения стали азотом, бором, алюминием, углеродом и серой [216–218]. Это объясняется интенсивным перемешиванием насыщающей среды под воздействием ультразвуковых колебаний, что облегчает подвод новых порций активной среды к поверхности, удаление продуктов реакции.

Структурные факторы играют основную роль и в методах интенсификации, основанных на применении пластической дефор-

мации, как предварительной [219], так и осуществляемой в процессе насыщения [205].

Весьма эффективным является использование скоростных локальных температурно-силовых полей в поверхностных слоях [220], т.е. температурно-силового удара. В условиях стеснённой локальной деформации под действием сдвиговых усилий и высоких давлений фазовые переходы в сталях возможны без теплового фактора [221, 222]. При фазовом переходе $\alpha \leftrightarrow \gamma$ в сталях в этих условиях нагрев облегчает как сам фазовый переход, так и релаксацию структурных напряжений. В случае импульсного нагружения твёрдого тела процесс фазовых превращений завершается за микросекунды в момент действия импульсной нагрузки [202]. В течении значительного последеформационного периода также протекают превращения под действием остаточных температур и релаксационных явлений [223]. Импульсные поля при наличии сдвиговых деформаций ускоряют полиморфные превращения, снижают температуру некоторых фазовых переходов, облегчают реализацию многих химических реакций, которые в обычных условиях [224] и при гидростатическом давлении не реализуются, а проходят только при высокоскоростном нагреве. При высокоскоростном нагружении высокие давления и температура обуславливают лишь термодинамические, но не кинетические условия протекания полиморфных превращений и фазовых реакций. Поэтому сами реакции идут медленно из-за диффузионных ограничений. Процесс резко ускоряется приложением сдвиговых напряжений и зависит от скорости деформирования. В интервале скоростей деформирования $10\text{--}10^2\text{ с}^{-1}$ скорость переноса меченых атомов в твёрдой фазе в 10^3 раза превышает диффузионную подвижность в жидкой фазе [220].

Основной эффект в ускорении массопереноса оказывает не способ воздействия на деформацию, а скорость пластического деформирования [220], причём он происходит и в ходе разгрузки [223].

В настоящее время имеется значительное количество работ о применении электрического тока с целью ускорения ХТО при использовании жидких и газовых сред, паст, обмазок [200, 225–230]. Ускорение процессов ХТО при нагреве ТВЧ обуславливается ускорением поверхностных реакций в связи с градиентом температуры и перегрева в поверхностном слое переменным температурным полем, влиянием ускоренного нагрева на скорость диффузии [200, 225–227, 229, 230]. Авторы работы [228] считают, что в электротермическом кипящем слое причинами ускорения процесса явля-

ется испарение и активация карбюризатора и микродуговых разрядов у поверхности изделия, интенсификация внедрения атомов внутрь металла за счет электропереноса, перегрев поверхностных слоев металла в зоне микроударов, ускорение подвода активных компонентов к поверхности и отвод продуктов реакции, очищение поверхности и быстрый нагрев, обеспечивающий получение особых структурных состояний.

Перспективным является метод получения металлических и неметаллических покрытий путем разложения металлосодержащих соединений с помощью электрического пучка. Основное преимущество метода заключается в возможности получения слоев при весьма низкой температуре, подложки. Этим методом осаждали олово и свинец, карбид молибдена, карбид вольфрама [231].

Интенсификация ХТО достигается в условиях лазерного облучения за счет переноса вещества в жидкой фазе вследствие перемешивания в зоне воздействия лазерного импульса [232–234], а также за счет развития процессов диффузии в твердой фазе [235]. Данные технологии находят все большее применение в промышленности. Для активизации газовой фазы при ХТО применяются магнитные и электростатические поля [236, 237], облучение ультрафиолетовыми и γ -лучами [210, 238]. При азотировании в электростатическом поле стали 38ХМЮА при 540°C глубина слоя увеличивается в два раза [237]. Заметное увеличение глубины слоя с применением γ -облучения имеет место только при температурах выше 500 °С.

Значительно интенсифицирует процесс диффузии на границе насыщающая среда-металл применение электрических разрядов: тлеющего, дугового, коронного и искрового. Если последние три вида разрядов не получили широкого распространения из-за ряда технологических недостатков, то первый (тлеющий разряд) находит в настоящее время широкое распространение при различных видах ХТО (азотировании, цементации, алитировании, силицировании, борировании и др.) сталей [239–243] и тугоплавких металлов [244].

1.6. Азотирование в тлеющем разряде (ионное азотирование)

Газовое азотирование широко применяется в промышленности для повышения износостойкости, усталостной прочности, кави-

тационной и коррозионной стойкости [30, 119, 141, 197, 240, 241]. Однако традиционные методы печного газового азотирования имеют ряд недостатков, связанных с большой продолжительностью процесса, большим расходом энергии и газов, короблением длиномерных деталей, охрупчиванием острых кромок, малым диапазоном управления физико-механическими свойствами азотированного слоя.

В настоящее время большое распространение и перспективу получил процесс азотирования ионизированным азотом в плазме тлеющего разряда (ионное азотирование) [245–247]. Сущность метода описана ниже. Метод ионного азотирования широко применяется в Германии, Японии, Болгарии, Чехии, Швейцарии, Англии, Франции, США для упрочнения инструмента и разнообразных деталей машин. В России и Украине проводятся комплексные исследования данного процесса и разработка оборудования для его осуществления. Однако широкое промышленное внедрение сдерживается отсутствием в достаточном количестве оборудования для ионного азотирования.

1.6.1. Сущность процесса ионного азотирования и его преимущества. Процесс ионного азотирования проводится в герметичном замкнутом объеме в разряженной азотсодержащей газовой среде. Между катодом (деталью) и анодом возбуждается тлеющий разряд [248–250]. Ионы газа с большой энергией бомбардируют поверхность детали, нагревают её, депассивируют и изменяют тонкую структуру поверхности, интенсифицируют химические процессы, адсорбцию и диффузию, в результате чего поверхность насыщается азотом и его соединениями с металлами, повышая твердость и другие физико-механические свойства детали. По сравнению с печным азотированием ионное азотирование имеет следующие преимущества:

1. Большую скорость насыщения, в результате чего сокращается продолжительность процесса в три–пять раз.
2. Получение диффузионных слоёв заданного фазового состава и строения.
3. Возможность управления физико-механическими параметрами азотированного слоя в значительном диапазоне, позволяющая повысить надежность и долговечность изделий.
4. Высокая экономичность процесса, сокращение расхода электроэнергии и насыщающих газов.

5. Незначительные деформации изделий в процессе обработки и сохранение высокого класса шероховатости, исключающие необходимость последующей механической обработки.

6. Расширяется класс обрабатываемых материалов (все стали, чугуны, ряд цветных сплавов, тугоплавких материалов и их сплавов, металлокерамика).

7. Простота способов защиты частей изделий, подлежащих упрочнению.

8. Улучшение условий труда и охраны окружающей среды.

9. Возможность автоматизации управления и контроля за техпроцессом, его оптимизация.

1.6.2. Особенности формирования диффузионного слоя при ионном азотировании. При азотировании в тлеющем разряде в качестве рабочей смеси используют NH_3 [239–241, 252–261], $\text{N}_2 + \text{H}_2$ [241, 250, 253–255], N_2 [251, 262–264] или их комбинации, иногда с добавками углеродсодержащего газа. Ионный состав аммиачной плазмы вблизи катода представляет собой смесь ионов NH_2^+ и NH_3^+ , а в азотной плазме – N_2^+ и N^+ , причем количество первых примерно в три раза больше, чем вторых [265–269]. Положительные ионы диффундирующего элемента под действием электрического поля движутся по нормали к катоду и их энергия в 3000 раз (при разности потенциалов 800 В) превосходит энергию иона азота в диссоциированном аммиаке при обычном азотировании [249].

При бомбардировке катода, кинетическая энергия иона расходуется на нагрев поверхности и отрыв электронов и атомов железа. Атомы железа в плазме тлеющего разряда соединяются с азотом, образуя нитрид железа, который адсорбируется на поверхности катода. Концентрация азота в нитридном слое может колебаться от 5,9 до 17 % [271]. Напыленный слой под действием бомбардировки разлагается с получением низших нитридов железа и азотистого α -твёрдого раствора $\alpha\text{-Fe}_{[\text{N}]}$. Полученный при распаде низшего нитрида азот диффундирует в поверхностный слой, образуя зону внутреннего азотирования, а обеднённое азотом железо расплывается в плазму [240]. Данный процесс непрерывно повторяется. Таким образом, нитридные фазы, осаждающиеся на поверхности катода, являются самостоятельным источником азота [272].

При ионной бомбардировке (очистке) достигается депассивация поверхности за счет удаления окисных плёнок и возрастает

плотность дислокаций на глубину до 50 мкм. Это обуславливает интенсификацию процесса при ионном азотировании и рост объёмной диффузии [272, 273].

При ионном (печном) азотировании диффузия азота на начальных этапах развивается по границам зёрен. Расположенные там карбидные фазы превращаются в карбонитридные, увеличиваются в объёме и блокируют граничную диффузию, замедляя тем самым процесс азотирования [274]. При ионном азотировании роль граничной диффузии в начальный период уменьшается и диффузия азота идет главным образом по дислокационным каналам. Образование карбидной сетки значительно подавляется на границах первичных аустенитных зёрен [274].

Создание тонкой поверхности структуры матрицы при ионной очистке и наличие активного азота при азотировании в тлеющем разряде обуславливает быстрый рост твёрдости и глубины слоя в начальный период. Уже после пяти минут азотирования микротвёрдость поверхности достигает почти предельных значений [272, 273]. В то же время при печном азотировании концентрация азота и микротвёрдость повышаются плавно [272]. Скорость роста глубины азотированного слоя при ионном азотировании постепенно уменьшается и после продолжительности процесса более 20 ч разница в скорости в сравнении с печным азотированием исчезает.

Основными параметрами технологического процесса ионного азотирования, обеспечивающие высокую регулируемость формируемого слоя, являются температура, давление и состав газовой среды. Эти факторы в условиях ионного азотирования являются практически независимыми [274–278].

Определенное значение видимо имеют также напряжение и плотность тока. Но данные о их влиянии неоднозначны. Например, в [274] отстаивается мнение о том, что ток и особенно напряжение не оказывают заметного влияния на формируемый слой, а авторы [279] придерживаются противоположного мнения.

В ряде литературных источников, например в [248, 253, 255, 276–279], указывается на возможность путём варьирования вышеуказанными параметрами формировать на сталях диффузионные слои на базе высокоазотистого α -твёрдого раствора, слои с монофазным нитридным покрытием γ' или ϵ над зоной внутреннего азотирования, а также с нитридным покрытием двухфазного (γ' и ϵ) послойного или смешанного строения. Это практически обеспе-

чивает весь вариационный набор возможных фазовых состояний азотированного слоя. В то же время после печного газового азотирования стали степень варьирования фазовым составом очень незначительная и развитый диффузионный слой, как правило, состоит из трёх зон, отличных по фазовому и структурному строению.

Первая из них – зона ε -нитрида, представляет собой твёрдый раствор азота в нитриде $\text{Fe}_{2,3}\text{N}$ область гомогенности по азоту которого определяется интервалом концентраций от 4,55 до 11 % [240]. Под ε -нитридом находится зона γ' -фазы, которая является упорядоченным твёрдым раствором азота в ГЦК решетке атомов железа. Азот располагается в центрах элементарных кубов. Область гомогенности γ' -фазы по азоту гораздо уже и лежит в пределах 5,30–5,75 %. Ниже γ' -фазы располагается зона внутреннего азотирования, представляющая собой азотистый феррит с ОЦК решеткой. Азот занимает октаэдрические поры в решетке α -железа. Растворимость азота при комнатной температуре составляет 0,004 %, повышаясь при эвтектоидной температуре до 0,11 %.

Кроме того, необходимо иметь в виду, что при печном азотировании по границам матричных зерен зона ε - и γ' -фаз продвигается значительно глубже основного поверхностного фронта этих двух фаз, образуя нитридную сетку в диффузионном подслое, в нитридной зоне имеются поры. При ионном азотировании нитридная зона всех составов не имеет пор.

1.6.3. Технология получения азотированных слоёв и их свойства. Технологический процесс ионного азотирования реализуется в две стадии: 1) ионная очистка поверхности; 2) собственно насыщение.

Ионная очистка проводится в среде насыщающего или инертного газа при давлении 1–10 Па, напряжении между анодом и катодом 1200–1400 В на протяжении 10–40 мин в зависимости от степени загрязнения, конфигурации и материала детали. Перед ионной очисткой Деталь должна быть тщательно вымыта и обезжирена. Собственно насыщение детали азотом осуществляется в среде насыщающего газа при давлении 67–1330 Па, температуре 470–620°C (для сталей) на протяжении от нескольких минут до нескольких часов, в зависимости от требуемых свойств азотированного слоя.

Азотированный слой характеризуется следующими основными параметрами (толщиной, твёрдостью на поверхности и по

глубине, фазовым составом, структурой и др.), которые зависят от марки материала и технологических параметров процесса (температуры, давления, состава среды и продолжительности диффузионного насыщения) [280]. Технологические параметры ионного азотирования, оказывая влияние на фазовый состав и структуру диффузионного слоя, определяют его физико-механические свойства.

В работах [248, 255, 262, 264, 274, 276, 277] авторы останавливаются на закономерностях формирования диффузионного слоя и показывают возможность получения на упрочняемой поверхности стали монофазных зон ϵ - и γ' -фаз, а также регулирования их толщины. Фазовые и структурные различия поверхностных слоев достигаются в основном за счёт варьирования скорости катодного распыления, которая изменяется в зависимости от напряжения и давления газа, и за счёт состава газовой среды. Толщина ϵ -фазы меняется в пределах от 3 до 30 мкм, γ' -фазы – от 2 до 8 мкм. Отмечается, что если ϵ -фаза имеет хорошую плотность, то γ' -фаза отличается практически абсолютной плотностью.

На легированных конструкционных сталях микротвёрдость HV γ' -фазы равна 12000–14000 МПа. Несмотря на это, она имеет максимальную вязкость из всех фаз нитрида железа [264]. Автор отмечает, что возможно получение смешанной нитридной зоны, состоящей из ϵ - и γ' -фаз, но при этом увеличивается её хрупкость.

В результате интенсификации катодного распыления [262, 264] возможно полное подавление образования поверхностной нитридной зоны и формирование диффузионного слоя на базе зоны внутреннего азотирования.

Получение пластичных диффузионных слоев на базе внутреннего азотирования возможно не только благодаря уменьшению азотного потенциала атмосферы, но и путем рассасывания в нейтральной атмосфере нитридных зон, сформированных на первой стадии процесса [274].

Для различных сталей существуют оптимальные значения температуры, давления и состава насыщающей среды, обеспечивающие максимальные значения физико-механических характеристик азотированного слоя [240, 241, 260, 263].

При ионном азотировании в качестве насыщающих смесей чаще всего применяются аммиак, азот и смесь азота с водородом. Возможно применение безводородных смесей и разбавление их инертными газами.

Разбавляя аммиак пропаном или аргоном, а также применяя различную по составу смесь азота с водородом [241, 260, 278, 292, 293] авторам удалось полупить на поверхности над зоной внутреннего азотирования нитридную зону в виде смеси Fe_3N и Fe_2N [292, 293]. Толщина нитридной зоны и слоя в целом зависит от величины рабочего давления. При исследовании интервала от 13 до 2666 Па (0,1 до 20 мм рт. ст.) существуют две фиксированные величины оптимального давления: 267 Па – при температурах ниже эвтектоидного превращения в системе Fe–N и 800 Па – при температуре выше эвтектоидного превращения [292, 293]. Эти точки являются максимумами на кривых зависимости толщины слоя от давления.

Наличие углерода в насыщающей плазме влияет на нитридную зону и зону внутреннего азотирования [262, 281]. В плазме, свободной от углерода, формируется только γ' -фаза; в плазме, обогащенной углеродом, уже при нескольких его атомных процентах преобладает ϵ -нитрид или ϵ -карбонитрид. При недостаточном количестве углерода образуется смешанная из γ' - и ϵ -фаз нитридная зона. В работе [282] подтверждаются эти данные и констатируется, что γ' при ионном азотировании может формироваться, как при уменьшении содержания азота в смеси $\text{N}_2 + \text{H}_2$, так и при предварительном обезуглероживании поверхности перед азотированием.

Для среднелегированных азотируемых и улучшаемых сталей для многих видов нагрузок наиболее выгодна вязкая и очень износостойкая γ' -фаза толщиной 5–8 мкм, опирающаяся на развитый диффузионный подслоя [264, 283]. ϵ -фаза с высоким содержанием углерода также обладает хорошей износостойкостью и задиростойкостью [284]. По данным [285], карбонитриды вообще более вязки, чем нитриды.

В качестве критерия пластичности используется максимальный угол, при котором фиксируется первая трещина на поверхности образцов при испытании на кручение [264]. Наиболее пластичен диффузионный слой на базе внутреннего азотирования. Формирование монофазной γ' -зоны при одновременной ликвидации полос карбонитрида в близкой к поверхности области диффузионной зоны (55 мкм) предопределяет несколько меньший угол скручивания до первой трещины, равный 97° . Однако комплекс вязкости и износостойкости при наличии γ' -фазы выше, чем без неё.

Диффузионные слои с ϵ -фазой на поверхности и нормальной интенсивностью выделений в диффузионной зоне еще менее пластичны (угол скручивания до появления первой трещины равен -34°).

Таким образом, в результате ионного азотирования обеспечивается высокий комплекс свойств азотированного слоя (твёрдости, пластичности и др.), который влияет на прочностные и эксплуатационные характеристики конструктивных элементов.

1.6.4. Физико-механические характеристики металлов и конструктивных элементов, упрочненных ионным азотированием.

Ионное азотирование существенно повышает предел усталости сталей [240, 241, 255, 286–292]. Для нелегированных сталей его повышение может достигать до 100 % и более по сравнению с нормализованным состоянием, а у легированных – до 85 % по сравнению с улучшенным состоянием [255]. В работе [287] установлено, что ионное азотирование, снижая чувствительность к надрезу, увеличивает предел выносливости закаленных и отожженных образцов на 20–40 % без надреза и на 60–70 % с надрезом. Максимальная величина предела усталости достигается при формировании максимально пластичного диффузионного слоя на базе зоны внутреннего азотирования [286].

В работе [288] показано, что усталостная прочность углеродистой стали S45C при испытаниях на изгиб в воздухе после ионного азотирования в водородсодержащей среде увеличивается на 54 % по сравнению с неазотированной. При этом состав насыщающей среды не оказывал большого влияния. Увеличение усталостной прочности с увеличением продолжительности насыщения объясняется увеличением толщины зоны внутреннего азотирования при неизменной толщине и твердости нитридной зоны.

Большое влияние на выносливость стали оказывает среда, в которой проводятся испытания. В воздушной среде при температуре 20°C предел выносливости стали 38ХМЮА после обычного газового и ионного азотирования в среде аммиака повышается на одинаковую величину (1,5–2 раза), а в трехпроцентном растворе поваренной соли он разный и повышается соответственно в 4,5 и 6,5 раза по сравнению с неазотированной сталью [289].

При азотировании стали с целью повышения ее коррозионной стойкости необходимо стремиться к формированию на поверхности ϵ -фазы толщиной 15–20 мкм. Образование же γ' -фазы приводит к снижению коррозионной стойкости [250, 253]. Коррозионная стойкость ϵ -фазы по сравнению с зоной γ' -фазы повышается в два раза [240]. Минимальной коррозионной стойкостью обладают диффузионные слои без высокоазотистых нитридных фаз

на поверхности, то есть на базе зоны внутреннего азотирования, а максимальной – с нитрокарбидом на поверхности [293].

Одним из важнейших эксплуатационных параметров изделий является износостойкость. Согласно современным представлениям о процессах трения и изнашивания, в основу которых положено универсальное явление структурной приспособляемости [294], нормальный износ наступает при равенстве энергий активации и пассивации на поверхности трения. При этом образуется слой вторичных структур, разделяющих и экранирующих основной материал пары трения. В процессе трения происходит постоянное разрушение и образование вторичных структур. Расширение диапазона нормального изнашивания может быть осуществлено путём мероприятий, снижающих интенсивность трибоактивирования или увеличивающих энергию образования вторичных структур. Наиболее эффективное средство сдерживания процессов активирования – методы упрочняющей технологии [297]. Эффективным средством увеличения энергии образования вторичных структур является легирование сплавов элементами, расширяющими область существования вторичных структур, к числу которых относится и азот [296].

Для открытых пар трения (абразивное изнашивание) применяются детали с высокой твёрдостью взаимодействующих поверхностей [296], для закрытых пар трения рекомендуется одна из поверхностей мягкая, обеспечивающая высокую приработку зоны контакта и износостойкость. В закрытых парах трения желательно сосредоточить трение в тонком поверхностном слое, обладающем элементами сверхпластичности и не накапливаемом в процессе многократной пластической деформации, т.е. необходимо соблюдение правила положительного градиента механических свойств [297].

Быстрое образование вторичных структур, защищающих поверхность трения от схватывания, достигается при наличии средства к кислороду трущихся материалов [294]. Большое значение имеют теплофизические свойства поверхности, позволяющие на стадии приработки (явление схватывания 1-го рода) пластифицировать поверхность за счет низкой теплопроводности зоны трения, а на более поздних стадиях износа уменьшать вероятность возникновения температурных всплесков (схватывание 2-го рода) за счет большой теплоемкости поверхностного слоя [298].

Таким образом, для обеспечения надёжности и долговечности пар трения и управления процессом приработки, необходимо

использовать материалы и упрочняющие технологии, обеспечивающие следующие характеристики трущейся поверхности [294–398]:

- высокую пластичность, минимальную наклёпываемость при деформациях в соответствии с правилом положительного градиента механических свойств;

- образование вторичных структур необходимого типа для различных условий эксплуатации (вторичных структур 1- и 2-го типов для условий антифрикционности, 2-го типа для условий фрикционности и 1-го типа для условий трения качения);

- теплофизические свойства, гарантирующие тепловую разгрузку поверхностей трения при возникновении температурных вспышек.

Перечисленные характеристики и свойства поверхностей обеспечивают диффузионные покрытия, получаемые методом ионного азотирования, состав и строение которых может регулироваться технологией процесса, выбором материала и термической обработкой диффузионного слоя.

Анализ физико-механических свойств нитридов показывает, что нитриды тугоплавких металлов имеют высокую твёрдость [299] и могут эффективно использоваться в виде покрытий в открытых парах трения. В закрытых парах трения целесообразно применять нитриды железа, которые имеют низкую твёрдость [299] и в качестве покрытий дают лучшую прирабатываемость в начальный момент трения, обеспечивая положительный градиент механических свойств по сечению.

Лучшей износостойкостью обладают нитридные поверхностные зоны с максимальной пластичностью (Fe_3N , Fe_4N , $\text{Fe}_{2-3}(\text{NC})$). Образование в слое большого количества высокоазотистого малопластичного нитрида Fe_2N и перенасыщенность слоя азотом ухудшает износостойкость материала [300]. Таким образом, положительный градиент механических свойств при азотировании создается за счет пластичной зоны нитрида Fe_3N , опирающейся на твёрдую зону γ' -фазы для углеродистых сталей и высокопрочную зону внутреннего азотирования высоколегированных сталей. Кроме того, возможно создание благоприятного градиента свойств при получении в подслое азотистого мартенсита [298].

Нитриды железа обладают большей теплоемкостью по сравнению с железом [301], что создает благоприятные предпосылки для предотвращения температурных вспышек на поверхности в процессе трения. При этом, высокое сродство нитридов к кисло-

роду обеспечивает одновременно образование оптимальных оксидных структур [298], т.е. вторичных структур 1-го рода, которые более пластичны, чем оксидные пленки Fe_2O_3 и в то же время обладают близкими антиадгезионными свойствами.

Исследования многих авторов [240, 241, 256, 274, 279, 288, 293, 298] показали, что износостойкость сталей, упрочненных ионным азотированием не снижается, а при оптимизации свойств азотированного слоя существенно повышается в самых различных условиях испытаний по сравнению с традиционными методами ХТО, включая печное азотирование. Так в условиях сухого трения износостойкость мартенситно-старееющих сталей повысилась в три раза по сравнению с состаренными сталями [256], а среднеуглеродистых сталей – в два раза, по сравнению с закаленными [240, 241]. Износостойкость шнеков экструдеров, работающих в среде расплавленных пластмасс со стеклонаполнителем, повысилась в 1,5–2 раза [274], а деталей оборудования пищевой промышленности, работающих в условиях коррозионно-механического изнашивания, – в 1,4–2,5 раза [302]. Значительное повышение износостойкости азотированных сталей получено при испытаниях на фреттинг [114] и кавитационно-эрозионное изнашивание [303]. Износостойкость металлорежущего инструмента из стали Р6М5 после ионного азотирования и последующего отжига в аргоне повысилась в 1,4–1,8 раза по сравнению с неазотированным [304].

Ионное азотирование позволяет повысить прочностные характеристики металлов [298, 300]. Ударная вязкость легированных сталей без надреза увеличивается в 1,4–1,8 раза, а с надрезом – в 1,5–3 раза по сравнению с традиционным печным азотированием [304]. Это объясняется тем, что при газовом печном азотировании азот преимущественно распределяется по границам зерен, в то время как при ионном азотировании его распределение более равномерное по матрице кристаллической решетки.

При ионном азотировании обеспечивается равномерный и плавный характер нагрева и охлаждения, величина коробления и деформации минимальна, а чистота обработки поверхности практически не меняется [240, 241]. По данным [259] чистота обработки может даже возрасти на один класс.

Таким образом, ионное азотирование позволяет значительно повысить физико-механические и эксплуатационные характеристики деталей машин и инструмента, сохраняя в пределах допуска отклонения формы и класс шероховатости поверхности.

1.6.5. Оборудование для ионного азотирования и тенденции его развития. Процесс ионного азотирования требует создания специального оборудования для его осуществления. В нашем случае установка для ионного азотирования состоит из следующих основных частей; вакуумной камеры, тоководов, систем энергопитания, вакуумирования, газообеспечения, устройств дугогашения и стабилизации тлеющего разряда, контрольно-измерительной аппаратуры, системы управления. В литературе описано большое количество конструкций установок и устройств для ионного азотирования [305–359], которые разработаны и запатентованы во многих странах: СНГ, Германии, Японии, США, Великобритании, Франции, Швейцарии, Болгарии и др. Проведенные автором патентные исследования способов, установок и устройств для ионного азотирования показали, что ведущими странами по данному направлению техники и технологии являются Япония и страны СНГ, в которых за последние 20 лет выдано наибольшее число охранных документов (соответственно 83 и 15) по способам, установкам и устройствам для ионного азотирования.

Ведущими фирмами и организациями в производстве установок для ионного азотирования являются фирма “Klockner Ionon GmbH” (Германия), ВНИЭТО г. Москва, ПНИЛ ЕФТТОМ при ВМЭИ (г. София). Ведущей фирмой в области разработки способов и устройств для ионного азотирования является японская фирма “Кавасаки дзюкогё К.К.”.

Выпуском установок для ионного азотирования занимаются и другие страны, но в значительно меньшем объеме. Например, в США – “Abar Ipsen Industries”, “Electric Heating Inc”, в Великобритании – “Consarc Engineering Ltd”, в Чехии – “Zavody Silnoproute Elektrotechniky Koncern” (ZSE Praha).

В таблице 1.2 приведены технико-экономические показатели отечественных и некоторых зарубежных установок ионного азотирования. В России ВНИИЭТО (г. Москва) разработаны установки ОКБ-1566, НГВ6.6/6-И1, НШВ20.24/6-И1. Установка модели ОКБ-1566 созданная в 1978 г. является представителем прошлого поколения установок, имеет низкие технико-экономические показатели, неудобна, мало надежна и в настоящее время не выпускается. Установки НГВ6.6/6-И1 и серия установок типа НШВ имеют более высокие технико-экономические показатели [307].

Таблица 1.2

**Технико-экономические показатели
установок ионного азотирования**

| Показатель | Страна, тип установки и изготовитель | | | | | | | |
|---|--------------------------------------|---------------|----------------|---------------|-----------------------------|--------------|--------------|---------------------|
| | Россия, ВНИИЭТО | | | Болгария | “Klockner Jonon GmbH” | | Чехия | Велико- британия |
| | ОКБ-1566 | НПВ-6. 6/6-И1 | НШВ20. 24/6-И1 | ИОН-50 | КРА-260L | S750/6000 | ZSE | PNS 18-24 |
| Мощность, кВт | 170 | 67 | 340 | 50 | 50 | 400 | 80 | 40 |
| Диаметр/высота камеры, мм | 900/ 1200 | 600/ 600 | 2000/ 2400 | 1000/ 1500 | 600×400× ×500 | 750/ 3000 | 600/ 1000 | 450/ 600 |
| Максимальный ток, А | 200 | 50 | 350 | 60 | 45 | 400 | 95 | 40 |
| Максимальное напряжение, В | 850 | 1000 | 1000 | 800 | 950 | 950 | 850 | 1000 |
| Рабочая температура, °С | 400– 600 | 400– 600 | 400– 600 | 400– 600 | 300– 1000 | 300– 600 | 400– 600 | 300– 1060 |
| Масса садки, кг | 500 | 50 | 2500 | 600 | 100 | 15000 | 2000 | 250 |
| Площадь для размещения, м ² | 40 | 20 | 80 | 14 | 12 | 40 | 20 | 12 |

В Болгарии выпускаются с 1984 года установки марки ИОН (ИОН15, ИОН50, ИОН100, ИОН150, ИОН200, ИОИ400) с широким диапазоном технических характеристик (мощность 15–400 кВт, сила тока 17–480 А, диаметр камеры 500–1600 мм, высота камеры 600–6500 мм, рабочий объем камеры 0,1–15 м, масса садки 50–8000 кг). Данные установки разработаны ПНИЛ ЕФТТОМ при ВМЭИ (г. София) и относятся к новому поколению установок для ионного азотирования. Они отличаются хорошей экономичностью, точностью соблюдения техпроцесса, высокой надежностью, имеют встроенную в систему управления микро ЭВМ. Рабочим газом являются аммиак или смесь азота с водородом [308].

Другим зарубежным представителем нового поколения установок для ионного азотирования является модель КРА-260L фирмы “Klockner Jonon GmbH” (Германия). Установка обладает высокой уни-

версальностью, широким интервалом рабочих температур (300–1000°C), простотой загрузки, малым расходом вспомогательных материалов, занимает небольшую площадь. Печь водоохлаждаемая имеет призматическую форму. При работе по заданной программе осуществляется автоматический контроль параметров процесса. В качестве рабочей среды применяются водородсодержащие смеси, аммиак. Установка оборудована держателями для третичной обработки деталей [306]. Фирма “Klockner Jonon GmbH” выпускает установки для ионного азотирования других типов: комбинированный тип “К”, шахтный тип “S”, компановый тип “Н” с широким диапазоном технических характеристик (мощность до 400 кВт, внутренний диаметр камеры 750–1950 мм, высота камеры 750–6500 мм, масса садки до 15000 кг) [305], которые применяются во многих странах и отличаются высокой надежностью.

Фирма “Кавасаки дзюкогё К.К.” (Япония), являясь ведущей в мире по разработке устройств для ионного азотирования, направляет свои усилия на повышение надежности установок и качества азотированных слоев за счет размещения в реакторе обогревательных элементов [309–315], совершенствования конструкции анода [316, 317], совершенствования технологии азотирования.

Фирмой “Ниппон денси К.К” (Япония) разработана установка с управляемым импульсным напряжением между электродами различной частоты от 50 Гц до нескольких мегагерц, позволяющая повышать качество азотированного слоя [318].

Английская фирма “Consarc Engineering Ltd” известна своими промышленно освоенными установками моделей PNF 30-59, PNF 40-59, PNF 48-79, PNS 18-24, PNS 24-24, PNS 30-30 и др. [319, 320]. Плазменное азотирование в этих установках производится в автоматическом режиме с совмещением операций очистки и диффузионного насыщения, что позволяет повысить производительность процесса.

Установки имеют широкий диапазон рабочих температур (300–1060 °C), мощностей (40–400 кВт), размеров камер (диаметр 450–1250 мм, высота 600–2000 мм), массы садки (250–7000 кг). В качестве рабочих газов применяется азот, водород и аммиак.

С 1986 года оборудование для ионного азотирования начал выпускать Чешский концерн “Zavody Silnoproude Elektrotechniky Koncern” (ZSE Praha) мощностью 80–160 кВт, диаметром камеры 600–1200 мм, высотой 1000–2000 мм, массой садки 2000–5000 кг [321]. Оборудование надежно в эксплуатации. Для диффузионного на-

сыщения применяются азотоводородные смеси. Система управления имеет микропроцессорную технику.

Производительность процесса ионного азотирования, качество и свойства азотированных слоев во многом зависят от конструктивных особенностей установок для азотирования в тлеющем разряде и их узлов. Поэтому они постоянно совершенствуются и развиваются. Анализ патентной, научно-технической и конъюнктурно-коммерческой информации позволил выявить тенденции развития способов и устройств для ионного азотирования, основными из которых является повышение производительности технологического процесса, прочности азотируемого слоя, износостойкости и коррозионной стойкости, а также надежности.

В настоящее время в мировой практике тлеется целый ряд путей решения данных вопросов. Разработка источников питания для установок тлеющего разряда с широким диапазоном регулирования величины и характера напряжения, силы тока и мощности тлеющего разряда [322, 323] способствует увеличению производительности технологического процесса. Эффективность процесса значительно возрастает при применении импульсного тлеющего разряда, при этом величина, форма и частота импульсов разрядного напряжения и тока выбирается в соответствии с типом материала, формой изделия и другими характеристиками [324].

Повышению прочности азотированного слоя и производительности процесса способствует ввод в камеру дополнительных электродов, тепловое излучение которых обеспечивает хорошую очистку поверхности изделий без образования дефектов в азотированном слое [325–328]. В качестве дополнительного электрода используют полый катод, который устанавливается на расстоянии 0,5–50 мм от обрабатываемого материала. При бомбардировке материала ионами, образующимися при разрядке полого катода, происходит ионизация реакционного газа, и на заданных участках поверхности обрабатываемых изделий происходит осаждение целевого покрытия, что повышает качество и прочность азотируемого слоя [329, 330].

С целью повышения равномерности свойств азотированного слоя применяются устройства с вращающимися относительно собственной оси одним или несколькими катодами типа центров [331–333] или беличьего колеса [334]. Положительный эффект дает ввод в реакционную камеру дополнительного полого анода, изолированного от нее, внутри которого размещают заготовки [335], а

также многокатодная печь для термической обработки [336], в которой имеются независимые пары “анод–катод” с индивидуальными электрическими цепями и переключателями, соединенными с источником питания, позволяющие одновременно азотировать различные детали по различным режимам.

Существенное влияние на качество азотированного слоя и эффективность процесса оказывает конструкция анода. Для этой цели при азотировании деталей сложной конфигурации применяются секционные, спиралевидные и решетчатые аноды [337], аноды, приближающиеся к внутреннему профилю обрабатываемой детали [338], дополнительные водоохлаждаемые аноды [335]. Применение многослойных, анодов (трехслойных: алюминий – железо – алюминий; никель – железо – никель; алюминий – железо – медь и пятислойных: алюминий – железо – медь – железо – алюминий; алюминий – железо – медь – железо – никель) [316, 317], дополнительных поворачивающихся анодов с различной отражательной способностью поверхности в различных положениях [339] позволяет повышать качество азотированного слоя и экономичность установки за счет более равномерного нагрева деталей и повышения коэффициента использования теплового излучения. Повышению качества азотирования способствуют устройства для циркуляции насыщающих газов в камере [340] и изменение положения рабочего сопла для подачи газа к определенным частям детали [341] с целью получения нужных физико-механических свойств поверхности.

Для повышения производительности процесса ионного азотирования в настоящее время применяются различные конструкционные решения. Одним из них является введение дополнительных электронагревателей как внутри газоразрядной камеры [309, 314, 331, 342, 344] так и за ее пределами [345, 346], что позволяет уменьшить время нагрева деталей и значительно сократить длительность процесса [343], особенно при обработке массивных деталей.

Интенсификация процесса ионного азотирования достигается подключением в качестве катода устройства, представляющего собой короткозамкнутую катушку [347], применением токов высокой частоты [324, 348], воздействием магнитного поля с индуктивностью около 0,05 Тл в направлении перпендикулярном электрическому полю [349].

Значительный интерес представляют предложения по созданию установок ионного азотирования непрерывного действия [346], состоящих из последовательно расположенных камер загрузки,

предварительного нагрева, ионной очистки, химико-термической обработки, охлаждения и разгрузки, а также специальных транспортных устройств. Все камеры разделены технологическими затворами, имеют индивидуальные автоматические системы вакуумирования, а камеры ионной очистки и химико-термической обработки имеют источники питания и системы подачи газа. Такие установки могут быть включены в поточные автоматические линии.

Надежность работы установок для ионного азотирования и качество химико-термической обработки во многом зависят от стабильности горения тлеющего разряда и предотвращения его перехода в дуговой. С этой целью применяются устройства, отключающие питание в момент возникновения дугового разряда [318, 350–355] в зависимости от электрических (силы и плотности тока, напряжения, частоты) [318, 350, 351, 354] или технологических (температуры, давления и др.) [352, 353, 356] параметров, возникающих в разрядной камере. При этом данные параметры могут заранее задаваться программой.

Для исключения короткого замыкания между электродами (катодом и анодом) в разрядной камере, возникновение которого возможно за счет покрытия изоляторов металлом в процессе ионной очистки деталей, применяются тоководы со щелевой защитой и другими устройствами [356, 357], обеспечивающими надежную работу установок.

Максимальное повышение износостойкости, коррозионной стойкости и других эксплуатационных характеристик азотированных слоев требует оптимизации технологических параметров процесса ионного азотирования (температуры, давления, состава насыщающей среды, длительности стадий техпроцесса) [358]. Решению этой задачи способствует создание автоматизированных систем и устройств для приготовления многокомпонентных газовых смесей различного состава [359], разработки системы управления техпроцессом на базе микропроцессорной техники [360], применение программирования техпроцессов с помощью ЭВМ [361]. Установки ионного азотирования с микропроцессорами или встроенными микро-ЭВМ в настоящее время выпускаются в Германия [305], Японии [354], Болгарии [308], Чехии [321], Англии [319] и др. странах, в которых осуществляется управление техпроцессом азотирования по заданной программе. Вместе с тем требуется дальнейшее совершенствование всех систем контроля и управления параметрами техпроцесса, накопление банка данных и установление закономерностей

влияния технологических параметров на физико-механические и эксплуатационные свойства азотированных слоев с целью осуществления оптимизации процессов ионного азотирования по параметрам прочности и долговечности.

Обобщая изложенное, можно выделить следующие перспективные направления для дальнейшего улучшения конструкции установок для ионного азотирования:

- теплоизоляция рабочей камеры и дополнительный нагрев деталей методом сопротивления;
- нагрев реакционного газа в автоматизированных нагревательных устройствах с циркуляцией его в рабочем пространстве печи;
- создание замкнутых систем газообеспечения;
- ускоренное охлаждение деталей после обработки путем принудительной циркуляции газа через охладитель;
- очистка деталей тлеющим разрядом на переменном токе без дугогашения (интенсивными дугами);
- применение импульсного тлеющего разряда переменной частоты;
- интенсификация процесса насыщения наложением магнитного поля;
- создание установок непрерывного действия;
- использование микропроцессорной техники и ЭВМ для управления режимами обработки.

Выводы по главе

Из обзора литературных источников следует, что применение упрочняющих защитных покрытий является перспективным направлением повышения надежности и долговечности элементов конструкций. В настоящее время существует большое количество покрытий с различными физико-механическими, электро-химическими, структурными и прочностными свойствами. Различное сочетание и значения этих свойств в совокупности со свойствами основы оказывают существенное влияние на свойства композиции **покрытие-основа**.

Основными факторами, влияющими на конструкционную прочность и долговечность элементов конструкций с покрытиями, являются следующие: химический состав и структура покрытия и основы; технология нанесения покрытий; физико-механические

свойства покрытий и основы (толщина, модуль упругости, твердость, пластичность, градиент свойств и др.) и их соотношения; остаточные напряжения; среда и условия нагружения.

Многие исследования показывают, что покрытия помимо упрочняющего влияния на композицию вызывают разупрочнение основы [27, 35, 58, 81, 64, 98–108, 121–124]. Значительное разупрочнение металлов вызывает водород [6, 176–181, 185–195]. Суммарный эффект от упрочняющего воздействия покрытия и разупрочнения основы дает повышение или снижение прочностных и эксплуатационных характеристик композиции. Следовательно, для повышения прочности и долговечности композиции “покрытие-основа” необходимо добиваться максимального положительного эффекта от покрытия и свести к минимуму разупрочнение основы.

Одним из путей решения данной проблемы является оптимизация свойств покрытия по интересующим нас параметрам точности или долговечности с учетом реальных условий эксплуатации и применение хорошо управляемой, низкотемпературной технологии нанесения покрытия, не разупрочняющей или минимально разупрочняющей основу. Учитывая многообразие свойств покрытий и условий эксплуатации, эта задача очень трудоемка и сложна. Ее решение возможно на основании комплексных теоретических и экспериментальных исследований в областях прочности, технологии и эксплуатации.

В настоящее время в данном направлении проводится значительное количество исследований. Однако в большинстве они узко направленные, разобщенные и не всегда сопоставимые. До сих пор не разработана научно обоснованная методика созданиями эффективного применения упрочняющих защитных покрытий с заранее заданными физико-механическими свойствами применительно к конкретным условиям эксплуатации. Поэтому проведение исследований и обобщений в данном направлении приобретает особую актуальность.

Широкое применение в промышленности получили диффузионные покрытия, наносимые химико-термическими методами. Диффузионные покрытия обладают упрочняющими и защитными свойствами, которые можно изменять в значительных пределах. Это очень важно для осуществления оптимизации свойств покрытий применительно к различным условиям эксплуатации с целью повышения их прочности и долговечности. Применение электрических разрядов, токов высокой частоты, магнитных полей и

других высококонцентрированных источников энергии для интенсификации процессов химико-термической обработки является перспективным направлением, позволяющим повысить не только производительность процесса, но и его экономичность.

К числу таких перспективных технологий нанесения диффузионных покрытий относится азотирование в тлеющем разряде (ионное азотирование), успешно применяемое в Украине и за рубежом и имеющее ряд преимуществ по сравнению с традиционным печным азотированием [161]. Многие исследования [114, 239–293, 296–303] показали, что процесс ионного азотирования позволяет создать диффузионные покрытия с широким комплексом свойств, обеспечивающих повышение прочности, износостойкости и других эксплуатационных характеристик.

Анализ проведенных исследований показывает, что большинство из них посвящено изучению кинетики процесса ионного азотирования, физико-механических характеристик, структуры и фазового состава азотированных слоев и только незначительная их часть посвящена изучению прочности и долговечности элементов конструкций с данными покрытиями.

Отсутствие банка данных и функциональных зависимостей, описывающих влияние свойств азотированных слоев на прочностные и эксплуатационные характеристики элементов конструкций, делает невозможной оптимизацию свойств покрытий по интересующим нас параметрам прочности и долговечности. По этой причине создаваемые в настоящее время системы управления со встроенными микро ЭВМ установок для ионного азотирования не могут быть использованы для оптимизации свойств покрытий и используются только для автоматизации выхода на технологический режим.

Следует отметить, что применяемый в настоящее время процесс ионного азотирования осуществляется в водородсодержащих средах (аммиак или смесь азота с водородом), которые вызывают разупрочнение основы за счет вредного влияния водорода на металл [6, 176–181, 185–195] и, тем самым, снижают конструкционную прочность и долговечность несущих элементов. Кроме того, аммиак, являясь токсичным газом при попадании в атмосферу оказывает вредное влияние на окружающую среду. Все проведенные ранее исследования посвящены в подавляющем большинстве процессу ионного азотирования в водородсодержащих средах.

Новые возможности в повышении прочности и долговечности элементов конструкций, экономически и безопасности про-

цесса открывает применение ионного азотирования в безводородных средах (смесь азота и аргона). Оно имеет следующие преимущества по сравнению с азотированием в водородсодержащих средах: 1) исключается вредное влияние водорода на металл (водородное охрупчивание, водородная коррозия); 2) повышается пластичность азотированного слоя; 3) уменьшается расход электроэнергии и газа; 4) исключается загрязнение окружающей среды; 5) улучшается противопожарная безопасность.

Исследования данного технологического процесса и разработки оборудования для его осуществления проводится в Хмельницком национальном университете на протяжении 30-ти лет. На основе этих исследований разработаны научные основы повышения прочности и долговечности элементов конструкций оптимизацией свойств диффузионных покрытий путем оптимизации технологических параметров их нанесения с учетом реальных условий эксплуатации, создан ряд установок мощностью от 10 до 120 кВт для азотирования в тлеющем розряде в безводородных средах.

ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССА ПОЛУЧЕНИЯ ДИФФУЗИОННЫХ ПОКРЫТИЙ МЕТОДОМ ИОННОГО АЗОТИРОВАНИЯ В БЕЗВОДОРОДНЫХ СРЕДАХ

2.1. Особенности формирования диффузионного слоя при ионном азотировании в безводородных средах

Физическая сущность процессов ионного азотирования в водородсодержащих и безводородных средах одинакова. Однако качественные и количественные характеристики отдельных стадий этих процессов имеют свои отличия, что оказывает влияние на структуру и кинетику формирования азотированного слоя.

Процесс ионного азотирования в водородсодержащих средах (аммиак, смесь азота с водородом) достаточно хорошо изучен в отечественной и зарубежной литературе [239–293]. Водород, являясь хорошим восстановителем, оказывает существенное влияние на кинетику формирования азотированного слоя, интенсифицируя процесс. Однако, как отмечалось ранее, присутствие водорода в насыщающей среде в значительных количествах вызывает охрупчивание поверхности (особенно острых кромок) и разупрочнение основы, что в определенных условиях ведет к снижению прочности и долговечности элементов конструкций. Добавка аргона в водородсодержащую насыщающую среду способствует повышению пластичности азотированного слоя [240, 278, 304]. Замена водорода аргоном в насыщающей среде (смесь азота и аргона) исключает водородное охрупчивание азотированного слоя, но при этом меняется энергетика процесса ионного азотирования, так как атомный вес аргона почти в 40 раз превышает атомный вес водорода.

Под действием электрического поля тлеющего разряда ионы газовой среды (азота и аргона) бомбардируют поверхность катода с высокой энергией, превышающей в 5000 раз (при разности потенциалов 1200 В) энергию атомов азота при печном газовом азотировании.

Ионы аргона, обладающее значительно большей массой и радиусом, обеспечивают более интенсивное распыление металла в период ионной очистки по сравнению с водородом. На упрочняемой поверхности образуются многочисленные дефекты, способствующие ускорению процесса диффузии азота в металле, что подтверждается результатами металлографических и рентгеновских исследований. Образцы из циркония и стали Ст. 3 подвергали ионной очистке в плазме тлеющего разряда при давлении 1,5 Па и напряжении 1200 В в течение 10 мин в среде различных газов: водорода, гелия, азота и аргона с целью определения характера изменения структуры поверхности в результате ионной бомбардировки. Металлографическими исследованиями методом травления ямок установлено, что при ионной бомбардировке на поверхности металла образуются многочисленные несовершенства строения решетки, которые имеют различную форму и величину. На поверхности имеется большое число дислокаций с ориентацией в различных направлениях.

Из рис. 2.1 видно, что размеры и площадь, занимаемые несовершенствами, возрастают с увеличением массы и радиуса бомбардирующих ионов и для аргона они в 1,3–1,5 раза больше, чем для водорода и гелия.

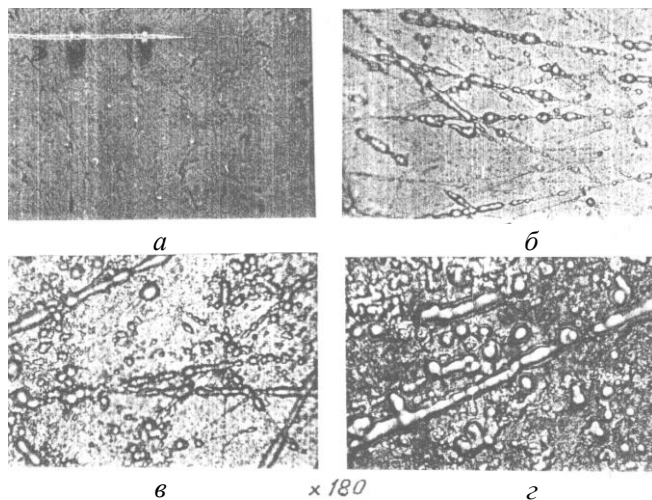


Рис. 2.1. Структура поверхности циркония:
а) исходная и после бомбардировки ионами различных газов:
б) гелия; в) водорода; г) аргона в плазме тлеющего разряда

Данная тенденция подтверждается исследованиями рентгеновским методом (табл. 2.1). О степени дефектности поверхностного слоя стали Ст. 3 после ионной бомбардировки ионами различных газов судили по изменению ширины линий (211) α -Fe на рентгенограммах, снятых на установке “Дрон 3М” в CoK_α -излучении. Погрешность определения ширины линии составляла $\pm 0,6$ мрад. Из таблицы 2.1 видно, что ширина линии (211) α -Fe после ионной бомбардировки аргоном отожженной стали Ст. 3 на 31 % больше по сравнению с ее шириной для исходного не бомбардируемого образца и на 23 и 10 % больше по сравнению с шириной данной линии при бомбардировке соответственно водородом и гелием. Следует отметить, что глубина проникновения рентгеновского луча в процессе экспериментов составляла 12 мкм, в то время как толщина дефектного слоя была на порядок меньше. Поэтому эффект от уширения линии (211) α -Fe дефектным слоем, полученным в результате бомбардировки, ослаблялся наличием дислокаций в металле, через который проходил рентгеновский луч. Данный недостаток можно устранить за счет изменения угла падения рентгеновского луча и увеличения времени ионной бомбардировки. На образцах, не подвергавшихся предварительному отжигу, влияние ионной бомбардировки на уширение линии (211) не существенно. Это объясняется тем, что количество дислокаций в дефектном слое от ионной бомбардировки и от шлифовки соизмеримо.

Таблица 2.1

Изменение ширины линии (211) α -Fe при CoK_α излучении после ионной бомбардировки в тлеющем разряде поверхности стали Ст. 3

| Образец | Среда ионной очистки | После шлифования и отжига в вакууме | | После шлифования без отжига | |
|---------|----------------------|--|--|--|--|
| | | Двойной угол падения рентгеновского луча 2θ | Ширина линии (211) α -Fe, мрад. | Двойной угол падения рентгеновского луча 2θ | Ширина линии (211) α -Fe, мрад. |
| 0 | До очистки | 99,83 | 5,2 | 99,75 | 8,4 |
| 1 | H ₂ | 99,73 | 5,9 | 99,76 | 8,4 |
| 2 | Ar | 99,81 | 6,8 | 99,75 | 8,9 |
| 3 | N ₂ | 99,77 | 6,5 | 99,79 | 8,7 |
| 4 | He | 99,86 | 5,6 | 99,80 | 8,8 |

Проведены исследования энергии активации процесса ионного азотирования в водородсодержащих и безводородных средах, результаты которых представлены в таблицах 2.2–2.4 и на рис. 2.2–2.4. Исследованиями установлено, что энергия активации процесса ионного азотирования в азотаргоновой среде в 1,3–1,5 раза меньше по сравнению с ее значением в водородсодержащей среде и в два–три раза меньше по сравнению с газовым печным азотированием в аммиаке (табл. 2.4). Одной из главных причин такого уменьшения энергии активации является наличие аргона в насыщающей среде, имеющего значительно большую массу ионов по сравнению с водородом и гелием, и интенсифицирующего все стадии процесса. Снижение энергии активации при ионном азотировании в водородсодержащей среде по сравнению со смесью азота с гелием достигается за счет химической активности водорода.

Таблица 2.2

**Влияние газовой среды на глубину h азотированного слоя
и константу K_h взаимодействия среды с металлом
при ионном азотировании различных сталей**

| Температура азотирования, °К | Среда при ионной очистке | Насыщающая среда при ионном азотировании, об. % | Сталь X12Ф | | Сталь Ст 3 | |
|------------------------------|--------------------------|---|------------|---------------|------------|---------------|
| | | | h , мкм | K_h , мкм/ч | h , мкм | K_h , мкм/ч |
| 793 | Ar | 75N ₂ + 25Ar | 33,6 | 5,6 | 132,6 | 22,1 |
| 833 | Ar | 75N ₂ + 25Ar | 54,0 | 9,0 | 149,4 | 26,9 |
| 873 | Ar | 75N ₂ + 25Ar | 85,2 | 14,2 | 207,0 | 34,5 |
| 793 | He | 75N ₂ + 25He | 18,0 | 3,0 | 67,2 | 11,2 |
| 833 | He | 75N ₂ + 25He | 36,0 | 6,0 | 117,0 | 19,5 |
| 873 | He | 75N ₂ + 25He | 72,0 | 12,0 | 157,8 | 26,3 |
| 793 | H ₂ | 75N ₂ + 25H ₂ | 16,2 | 2,7 | 81,0 | 13,5 |
| 833 | H ₂ | 75N ₂ + 25H ₂ | 36,0 | 6,0 | 104,4 | 17,4 |
| 873 | H ₂ | 75N ₂ + 25H ₂ | 61,2 | 10,2 | 144,0 | 24,0 |

Примечание. 1. Ионная очистка проводилась при давлении 1,5 Па при напряжении 1200 В в течении 30 мин; 2. Диффузионное насыщение осуществлялось при давлении насыщающей среды 240 Па в течении 6 ч.

Исследования показали, что константа скорости процесса ионного азотирования в азотаргоновой среде значительно выше по сравнению с водородсодержащей средой и смесью азота с гелием для всех испытываемых сталей. С повышением степени легирования константа скорости K_h уменьшается (см. рис. 2.4). При этом снижается влияние аргона на интенсификацию процесса диффузии азота.

Таблица 2.3

Константа скорости K_h процесса взаимодействия газовой среды с металлом при ионном азотировании различных сталей в водородсодержащей и безводородной средах

| Марка стали | Обозначение режима азотирования | $T = 773 \text{ }^\circ\text{K}$ | | $T = 813 \text{ }^\circ\text{K}$ | | $T = 853 \text{ }^\circ\text{K}$ | |
|-------------|---------------------------------|----------------------------------|---------------|----------------------------------|---------------|----------------------------------|---------------|
| | | h , мкм | K_h , мкм/ч | h , мкм | K_h , мкм/ч | h , мкм | K_h , мкм/ч |
| 45 | A | 137,4 | 22,9 | 157,8 | 26,3 | 189,7 | 31,6 |
| 45 | B | 138,6 | 23,1 | 144,0 | 24,0 | 250,1 | 41,7 |
| 40X | A | 165,0 | 27,5 | 217,8 | 36,3 | 287,4 | 47,9 |
| 40X | B | 125,4 | 20,9 | 185,4 | 30,9 | 282,6 | 47,1 |
| ШХ15 | A | 207,0 | 34,5 | 244,2 | 40,7 | 332,4 | 55,4 |
| ШХ15 | B | 206,4 | 34,4 | 217,8 | 36,3 | 329,4 | 54,9 |
| 38ХМЮА | A | 164,4 | 27,4 | 218,4 | 36,4 | 261,6 | 43,6 |
| 38ХМЮА | B | 150,6 | 25,1 | 217,6 | 34,6 | 293,4 | 48,9 |
| 25Х5М | A | 125,4 | 20,9 | 169,2 | 28,2 | 222,6 | 37,1 |
| 25Х5М | B | 106,8 | 17,8 | 157,8 | 26,3 | 217,8 | 36,3 |
| 12ХН3А | A | 118,8 | 19,8 | 150,6 | 25,1 | 175,2 | 29,2 |
| 12ХН3А | B | 97,8 | 16,3 | 139,2 | 23,2 | 170,4 | 28,4 |

Обозначения: А – ионная очистка в среде аргона 30 мин при напряжении 1200 В, насыщение в среде 75 об. % Ar + 25 об. % H₂, 6 ч; В – ионная очистка в среде водорода 430 мин при напряжении 1200 В, насыщение в среде 75 об. % Ar + 25 об. % H₂, 6 ч.

Таблица 2.4

Энергия активации процесса азотирования различных сталей в различных газовых средах

| Марка стали | Энергия активации, ккал/г·ат | | | Газовое азотирование в среде аммиака |
|-------------|--|---|---------------------------------------|--------------------------------------|
| | Ионное азотирование в различных средах | | | |
| | 75 об. % N ₂ + 25 об. % Ar | 75 об. % N ₂ + 25 об. % H ₂ | 75 об. % N ₂ + 25 об. % He | |
| | Ионная очистка в среде | | | |
| | Ar | H ₂ | He | |
| Ст. 3 | 8,0 | 10,4 | 14,4 | 19,1 |
| 45 | 7,9 | 9,9 | 13,6 | 18,5 |
| 40X | 9,6 | 12,8 | – | 21,6 |
| ШХ15 | 8,8 | 11,2 | – | 19,3 |
| 12ХН3А | 11,5 | 15,5 | – | 22,2 |
| 38ХМЮА | 13,6 | 17,1 | – | 23,4 |
| 25Х5М | 15,5 | 20,1 | – | 25,5 |
| X12Ф | 15,8 | 18,6 | 21,2 | 26,7 |

Примечания: 1. Процесс ионного азотирования проводился по режиму: ионная очистка при давлении 1,5 Па и напряжении 1200 В; диффузионное насыщение при давлении 240 Па в течение 6 ч;

2. Данные энергии активации при газовом азотировании получены на основании [9, 197, 201, 205, 240, 241].

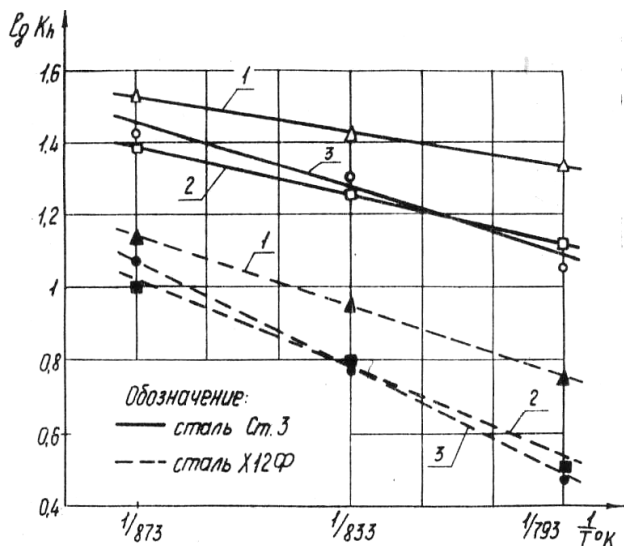


Рис. 2.2. Зависимость константы скорости K_n от температуры при ионном азотировании в различных средах:

- 1 – ионная очистка в Ar, насыщение в среде 75 об. % N_2 + 25 об. % Ar;
 2 – ионная очистка в H_2 , насыщение в среде 75 об. % N_2 + 25 об. % H_2 ;
 3 – ионная очистка в He, насыщение в среде 75 об. % N_2 + 25 об. % He

В период диффузионного насыщения сталей кинетическая энергия иона расходуется на нагрев поверхности и на отрыв атомов железа, которые в плазме тлеющего разряда соединяются с азотом, образуя нитриды, которые адсорбируются на поверхности. Под действием бомбардировки напыленный нитрид Fe_2N разлагается ($Fe_2N \rightarrow Fe_3N \rightarrow Fe_4N$) с образованием низшего нитрида и атомарного азота, немедленно диффундирующего вглубь металла и образующего зону внутреннего азотирования.

Таким образом, азотированный слой состоит из зоны нитридных соединений ($Fe_{2-3}N$ – ϵ -фаза, Fe_4N – γ' -фаза) и зоны внутреннего азотирования (азотистого α -твердого раствора $\alpha-Fe_{(N)}$). При этом, сначала образуются нитридные соединения на поверхности, а затем зона внутреннего азотирования. Высокий градиент концентраций азота в начальный период является движущей силой процесса. Активация поверхности и эскалация дефектов в поверхностном слое в результате бомбардировки ионами насыщающей среды способствует интенсивному поглощению азота металлом и форми-

рованию азотированного слоя по твердости уже в начале процесса, что подтверждают исследования [272] ионного азотирования в водородсодержащих средах. При этом диффузия азота происходит преимущественно непосредственно через зерна, а не по границам зерен, как это имеет место при печном азотировании.

При ионном азотировании в безводородных средах насыщающая смесь должна быть тщательно очищена от примесей кислорода, пассивирующего азотированную поверхность и снижающего количество ионного азота. Исследования показывают (рис. 2.3), что наличие в насыщающей среде 1 % кислорода практически прекращает процесс азотирования. Установлено, что нижняя граница концентрации кислорода, при которой не снижается интенсивность процесса диффузионного насыщения, составляет 0,01 %. Одним из возможных путей снижения вредного влияния кислорода на процесс диффузионного насыщения является добавление в насыщающую среду водорода в незначительных количествах (до 1 %). В большинстве случаев, как правило, применение безводородных газовых смесей при ионном азотировании требует тщательной их очистки от кислорода.

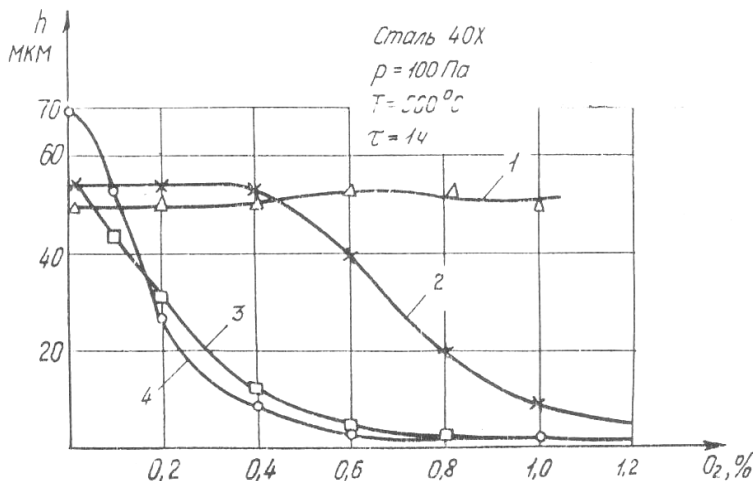


Рис. 2.3. Зависимость толщины азотированного слоя при ионном азотировании стали 40X от содержания кислорода в различных насыщающих средах:
 1 – аммиак; 2 – 99 об. % N_2 + 1 об. % H_2 ; 3 – 100 % N_2 ;
 4 – 75 об. % N_2 + 25 об. % Ar

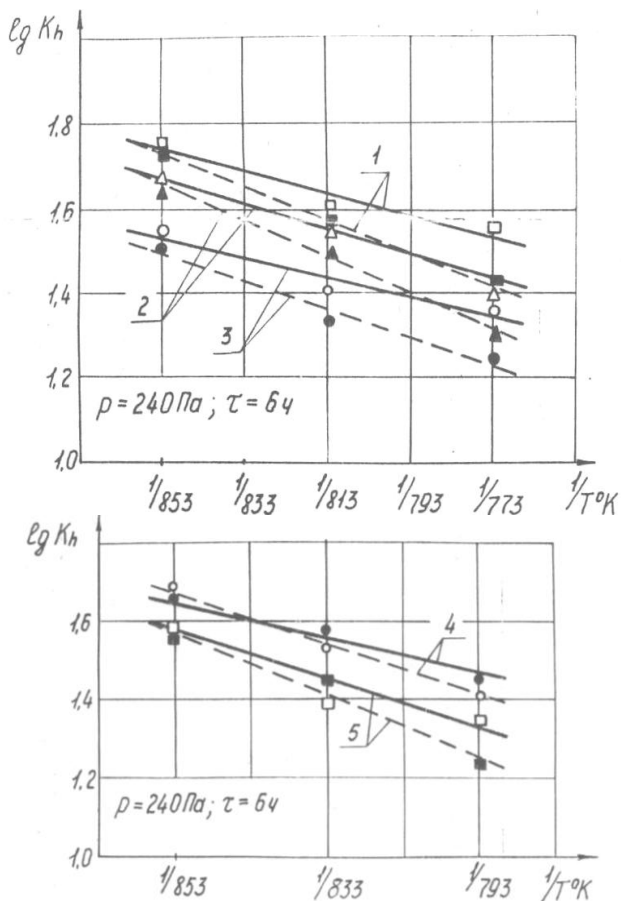


Рис. 2.4. Зависимость константы скорости K_p от температуры при ионном азотировании в безводородной (75 об. % N_2 + 25 об. % Ar) и водородсодержащей (75 об. % N_2 + 25 об. % H_2) средах, различных сталей: 1 – Сталь ШХ15; 2 – Сталь 45; 3 – Сталь 40Х; 4 – Сталь 38ХМЮА; 5 – Сталь 12ХН3А

Строение азотированного слоя и его фазовый состав определяются протеканием двух конкурирующих процессов: катодного распыления и обратного катодного распыления, которые зависят от технологических параметров ионного азотирования. В зависимости от характера протекания этих процессов можно получить диффузионный слой на базе высокоазотистого α -твердого раствора без

поверхностной нитридной зоны и с поверхностной нитридной зоной (рис. 2.5). Присутствие водорода в насыщающей среде способствует образованию однофазных нитридных зон с γ' -фазой (Fe_4N) и ε -фазой (Fe_{2-3}N). При этом в нитридной зоне отсутствуют поры и концентрация азота колеблется от 5,9 до 17 % по массе [271].

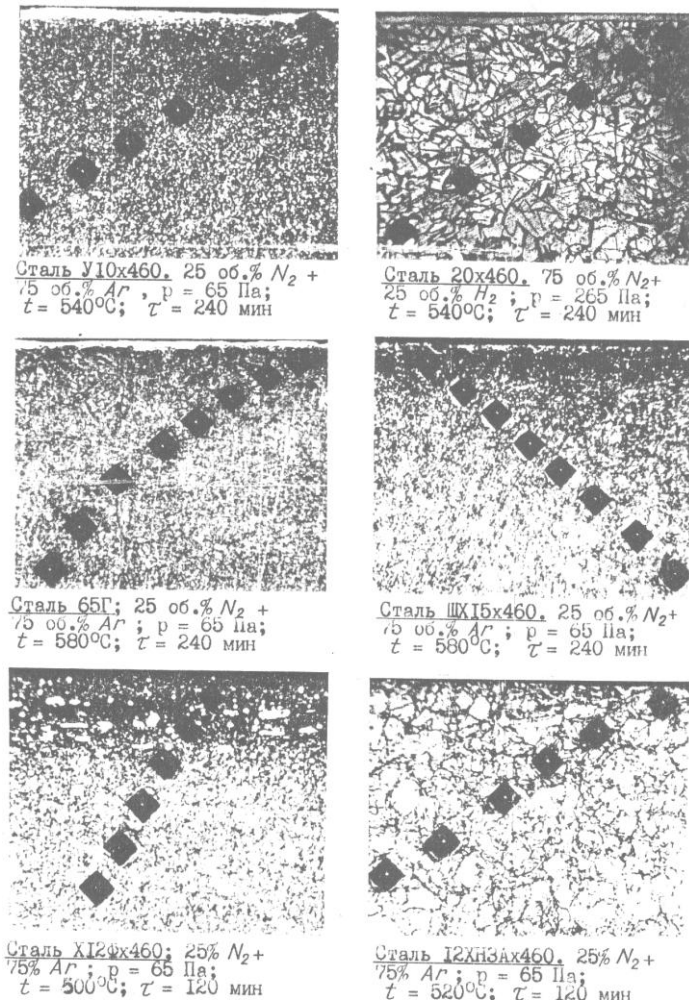


Рис. 2.5. Микроструктуры сталей после ионного азотирования в различных средах по различным режимам

В азотаргонной среде процессы катодного распыления и обратного катодного распыления происходят интенсивнее, чем в водородсодержащей, в результате чего на поверхности не образуются однофазные зоны, а в нитридном слое присутствуют все три фазы (ϵ , γ' и $\alpha\text{-Fe}_{[\text{N}]}$) (табл. 2.7–2.9). Это обстоятельство вызывает снижение концентрации азота в нитридном слое и повышение его пластичности. Добавление водорода к чистому азоту при прочих равных условиях изменяет структуру азотированного слоя. Так, например, после ионного азотирования стали 35ХН3МА в чистом азоте при 833К и давлении 1330 МПа в течении 2 ч поверхностный слой состоял из смеси γ' -фазы с азотистым α -твердым раствором. При добавлении водорода на поверхности стали образовался белый слой γ' -фазы, толщина которого увеличивалась до 12 мкм при увеличении содержания водорода до 10 об. %. При этом пластичность азотированного слоя уменьшилась [241].

2.2. Зависимость физико-механических характеристик, структуры, фазового и химического составов азотированного слоя от основных параметров технологического процесса

Для проведения исследований процесса ионного азотирования в безводородных средах была разработана и изготовлена экспериментальная установка, общий вид и описание которой приведены в гл. 6 (см. рис. 6.1). Установка обеспечивала упрочнение как образцов, так и промышленных деталей диаметром до 400 мм и длиной до 1000 мм.

Исследованию подвергались конструкционные, инструментальные и штамповые стали следующих марок: 20, 20Х, 40Х, 45, 38ХМЮА, ШХ15, Р6М5, Х12М, Х12Ф, ХВГ, 12ХН3А, 25Х5М. Исследуемые образцы имели форму параллелепипеда с размерами 40×19×9 мм и поверхность 9-го класса шероховатости. В задачу исследований входило определение зависимости характеристик азотированного слоя (глубины, твердости, структуры, фазового и химического составов) от основных параметров технологического процесса ионного азотирования (давления, состава насыщающей среды, температуры и продолжительности процесса). В качестве рабочих газов применялась смесь азота и аргона с содержанием аргона от 0 до 100 %. Температура насыщения изменялась в пределах

от 460 °С до 620 °С, давление газа в процессе диффузионного насыщения менялось от 65 до 532 Па, продолжительность диффузионного насыщения изменялась от 20 до 480 мин. В процессе исследований использовались методы металлографии, рентгеноструктурного и химического анализов и определялись следующие характеристики азотированного слоя: структура и глубина с применением микроскопов ММР-2Р и “Neophot-21”; микротвердость с использованием микротвердомера ПМТ-3; фазового состава с применением рентгеновского аппарата ДРОН-3 в CoK_α излучении с автоматической записью дифрактограмм.

На рис. 2.6 и 2.7 приведены зависимости изменения глубины азотированного слоя от температуры азотирования для различных конструкционных сталей (20Х, 40Х, 45, ШХ15, 38ХМЮА, 12ХНЗА и 25Х5М) при постоянстве остальных технологических факторов (состава среды, давления и продолжительности азотирования). Из графиков видно, что для всех сталей (легированных, низколегированных и среднеуглеродистых) глубина азотированного слоя увеличивается с увеличением температуры, хотя абсолютные значения различны для различных сталей. Микроструктурные исследования показали, что с увеличением температуры увеличивается толщина как зоны внутреннего азотирования, так и нитридного слоя, что наглядно видно на при мере сталей 25Х5М, 12ХНЗА и стали Х12М (рис. 2.8, 2.9 и табл. 2.5).

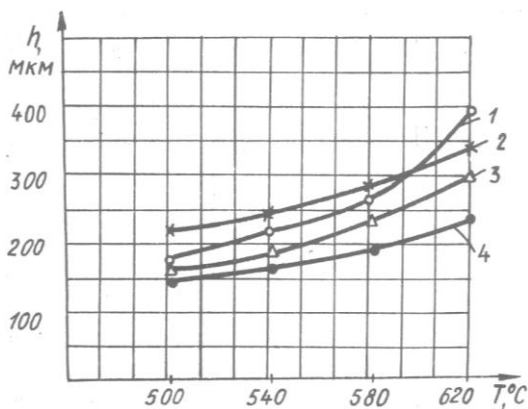


Рис. 2.6. Зависимость глубины азотированного слоя от температуры азотирования в среде 75 об. % N_2 + 25 об. % Ar при давлении 265 Па и продолжительности насыщения 6 ч:

1 – сталь 38ХМЮА; 2 – сталь 20Х; 3 – сталь 40Х; 4 – сталь 45

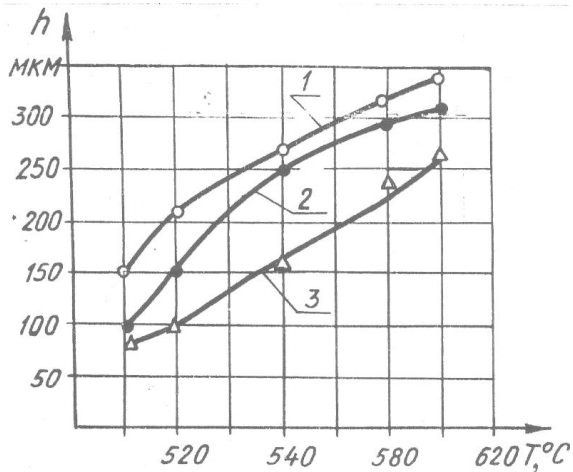
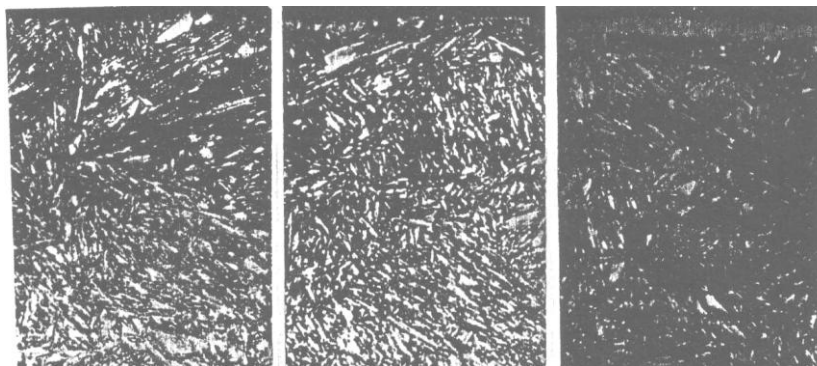


Рис. 2.7. Зависимость глубины азотированного слоя от температуры азотирования (среда 25 об. % N_2 + 75 об. % Ar; $p = 65$ Па; $\tau = 6$ ч); 1 – сталь 3X15; 2 – сталь 12XН3А; 3 – сталь 25X5M



а) $\times 500$

б) $\times 500$

в) $\times 500$

Рис. 2.8. Микроструктура стали 25X5M после ионного азотирования (среда 25 об. % N_2 + 75 об. % Ar, $p = 65$ Па, $\tau = 6$ ч) при различных температурах: а – 500 °C; б – 540 °C; в – 580 °C

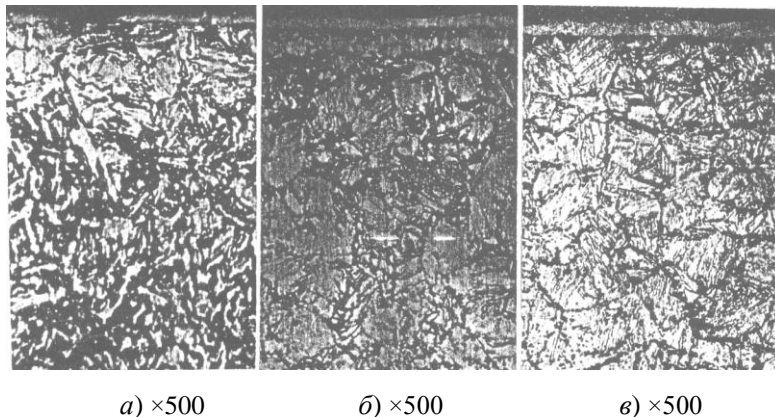


Рис. 2.9. Микроструктура стали 12ХН3А после ионного азотирования (среда 75 об. % N₂+ 25 об. % Ar при 540 °С, *p* = 65 Па) при различной продолжительности процесса; *a* – 3 ч; *б* – 4 ч; *в* – 6 ч

Таблица 2.5

**Режимы ионного азотирования
и данные металлографического анализа стали X12M**

| Номер режима | Параметры технологического процесса ионного азотирования | | | | Толщина азотированного слоя <i>h_а</i> , мкм | Толщина нитридной зоны <i>h_н</i> , мкм | Микротвердость Н ₁₀₀ , МПа |
|--------------|--|------------------------|----------------------------------|---|--|---|---------------------------------------|
| | Температура <i>T</i> , °С | Давление <i>p</i> , Па | Продолжительность <i>τ</i> , мин | Содержание Ar в азотаргонной среде, об. % | | | |
| <i>l</i> | 2 | 3 | 4 | 5 | 6 | 7 | 8 |
| 1 | 570 | 320 | 185 | 57 | 140 | 25 | 10270 |
| 2 | 510 | 320 | 185 | 57 | 65 | 15 | 9390 |
| 3 | 570 | 160 | 185 | 19 | 125 | 15 | 9990 |
| 4 | 510 | 160 | 185 | 19 | 65 | 8 | 9720 |
| 5 | 570 | 320 | 75 | 19 | 48 | 0 | 7450 |
| 6 | 510 | 320 | 75 | 19 | 54 | 0 | 5740 |
| 7 | 570 | 160 | 75 | 57 | 80 | 4 | 8720 |
| 8 | 510 | 160 | 75 | 57 | 36 | 6 | 11090 |
| 9 | 480 | 240 | 130 | 38 | 45 | 11 | 11180 |
| 10 | 600 | 240 | 130 | 38 | 130 | 13 | 11620 |
| 11 | 540 | 80 | 130 | 38 | 45 | 13 | 12600 |
| 12 | 540 | 400 | 130 | 38 | 145 | 7 | 9560 |

Продолжение таблицы 2.5

| 1 | 2 | 3 | 4 | 5 | 6 | 7 | 8 |
|----|-----|-----|-----|----|-----|----|-------|
| 13 | 540 | 240 | 20 | 38 | 50 | 0 | 5740 |
| 14 | 540 | 240 | 240 | 38 | 110 | 15 | 4730 |
| 15 | 540 | 240 | 130 | 0 | 70 | 23 | 13310 |
| 16 | 540 | 240 | 130 | 76 | 60 | 71 | 11630 |
| 17 | 540 | 240 | 130 | 38 | 85 | 13 | 10150 |
| 18 | 540 | 240 | 130 | 38 | 90 | 12 | 11080 |
| 19 | 540 | 240 | 130 | 38 | 87 | 11 | 10670 |
| 20 | 540 | 240 | 130 | 38 | 93 | 13 | 10690 |

С повышением температуры ионного азотирования выше 600 °С при определенном сочетании других технологических параметров возможно уменьшение глубины диффузионного слоя вследствие появления термоэлектронной эмиссии на катоде. При этом в общем токе разряда преобладающим становится электронный ток, доля ионного тока сокращается, что вызывает уменьшение количества атомов клонов, поставляемых к катоду, и уменьшение градиента концентрации по азоту в слое.

Значительное влияние на глубину азотированного слоя оказывает состав насыщающей среды, а именно, объемное соотношение азота и аргона. На рис. 2.10 приведены зависимости глубины азотированного слоя от процентного содержания аргона (в объемных единицах) в насыщающей среде для различных сталей. Исследования проводились при следующем режиме азотирования: среда $N_2 + Ar$, температура азотирования 520 °С, давление в разрядной камере 65 Па, продолжительность азотирования 4 ч.

Из рисунка видно, что глубина азотированного слоя изменяется в зависимости от содержания аргона в смеси по-разному для различных сталей. Для каждой марки стали существует оптимальная концентрация аргона в смеси, обеспечивающая максимальную глубину азотированного слоя. Дальнейший рост концентрации аргона приводит к уменьшению глубины азотированного слоя. Это объясняется тем, что с увеличением концентрации аргона и одновременным уменьшением концентрации азота в насыщающей среде увеличивается активация поверхности катода (детали) за счет более интенсивной ее бомбардировки ионами аргона, имеющим больший атомный вес и кинетическую энергию, чем ионами азота.

С увеличением активации поверхности возрастают диффузионные процессы, ведущие к росту глубины азотированного слоя.

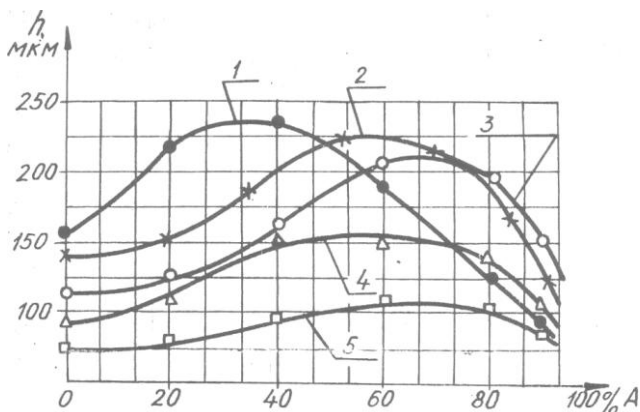


Рис. 2.10. Зависимость глубины азотирования от содержания Ar в азотаргонной смеси при $T = 520$ °C; $p = 65$ Па; $\tau = 4$ ч:
 1 — сталь 20; 2 — сталь 40X; 3 — сталь 38ХМЮА;
 4 — сталь 45; 5 — сталь Р6М5

Однако такое возрастание не бесконечно, так как наступает момент, когда уменьшающийся азотный потенциал становится недостаточным и рост глубины азотированного слоя прекращается. Дальнейшее увеличение концентрации аргона ведет к большему уменьшению азотного потенциала, что вызывает уменьшение глубины азотированного слоя. Поскольку диффузионные процессы зависят не только от степени активации поверхности, но и от химического состава стали, то каждой марке стали соответствует своя оптимальная концентрация аргона в насыщающей среде, обеспечивающая максимальную глубину азотированного слоя при ионном азотировании.

На глубину азотированного слоя определенное влияние оказывает давление в разрядной камере в период диффузионного насыщения. Изменение давления насыщающей среды при сохранении температуры процесса азотирования приводит к изменению энергии ионов, бомбардирующих поверхность катода, и существенно влияет на формирование зоны внутреннего азотирования.

На рис. 2.11 приведены зависимости глубины азотированного слоя от давления в разрядной камере для конструкционных сталей 20X, 40X, 38ХМЮА. Исследования проводились при следующем режиме ионного азотирования: среда 75 об. % N_2 + 25 об. % Ar, температура азотирования — 520 °C, продолжительность азотирова-

ния – 4 ч. Из графиков (см. рис. 2.11) видны максимумы на всех кривых. Это свидетельствует о том, что для определенных условий азотирования существует оптимальное значение давления, обеспечивающее максимальную глубину азотирования. В условиях проведения экспериментов для сталей 20Х, 40Х и 38ХМЮА оптимальные значения давления находятся в интервале 280–300 Па.

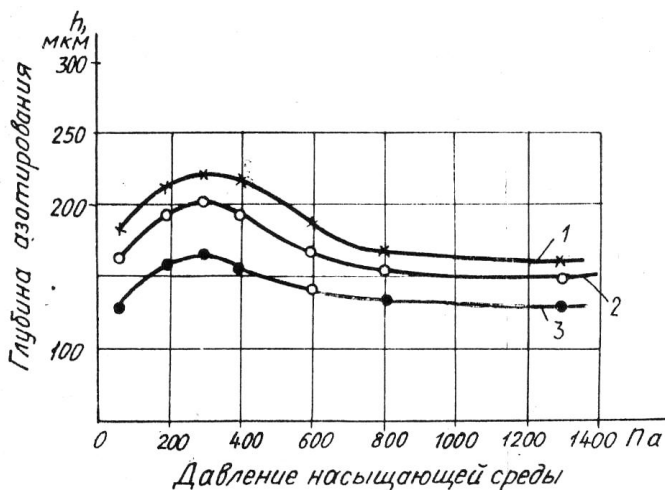


Рис. 2.11. Влияние давления насыщающей среды на глубину азотированного слоя (среда 75 об. % N_2 + 25 об. % Ar , $T = 520^\circ C$; $\tau = 4$ ч): 1 – сталь 40Х; 2 – сталь 38ХМЮА; 3 – сталь 20Х

С изменением температуры азотирования и состава насыщающей среды значения оптимальных давлений будут изменяться. Это подтверждают исследования [241] ионного азотирования сталей 38ХМЮА и 40Х в среде аммиака, которые показали, что при температурах ниже эвтектоидной диаграммы состояния Fe–N максимальная глубина азотированного слоя и нитридной зоны получается при давлении в разрядной камере 267 Па, а при повышении температуры азотирования до $650^\circ C$ максимум фиксируется при давлении 800 Па.

На рис. 2.12 и 2.13 приведены зависимости глубины азотированного слоя от продолжительности ионного азотирования сталей 40Х и Р6М5 в азотированной среде, из которого видно, что она имеет параболический характер. При этом крутизна параболы тем больше, чем выше температура процесса азотирования, т.е. чем

выше степень активации поверхности насыщения. Изменение давления насыщающей среды оказывает влияние на данную зависимость (см. рис. 2.13), сохраняя ее параболический характер.

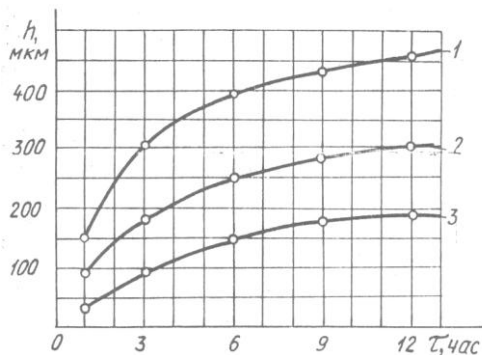


Рис. 2.12. Зависимость глубины азотированного слоя от продолжительности азотирования (среда 75 об. % N_2 + 25 об. % Ar ; $p = 265$ Па; $\tau = 6$ ч) стали 40X1: 1 – 600 °C; 2 – 550 °C; 3 – 500 °C

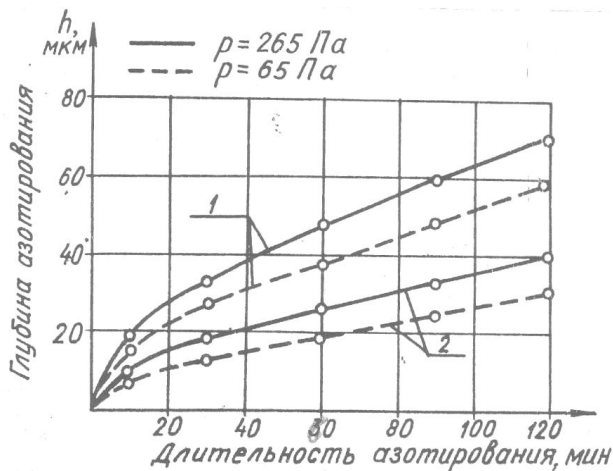


Рис. 2.13. Зависимость глубины азотированного слоя от длительности азотирования стали P6M5 в среде 25 об. % N_2 + 75 об. % Ar при температуре: 1 – 540 °C; 2 – 480 °C

Однако это влияние не однозначно по абсолютной величине для различных сталей. Таким образом, проведенные исследования показали, что параболический характер зависимости глубины азотированного слоя от продолжительности процесса сохраняется для различных марок стали и различных режимов азотирования, в том числе и при ионном азотировании в водородсодержащих средах [240, 241, 278]. Наиболее интенсивный рост глубины азотированного слоя происходит в начальный период, особенно в первые 20 мин, когда идет интенсивное поглощение азота поверхностной зоной, имеющей большое количество дефектов от ионной бомбардировки в период ионной очистки. В дальнейшем процесс роста глубины азотированного слоя замедляется. Поэтому наибольший выигрыш от увеличения скорости формирования диффузионного слоя при ионном азотировании достигается в первые 3–6 часов. После 20 ч ионного азотирования скорость роста диффузионного слоя практически не увеличивается по сравнению с печным азотированием. С увеличением продолжительности ионного азотирования растет и глубина нитридной зоны (см. рис. 2.9). Однако, интенсивность ее роста меньше и имеет предельные значения, зависящие от соотношения других параметров технологического процесса.

Вторая важная физико-механическая характеристика азотированного слоя – его твердость. На рис. 2.14 приведены зависимости изменения микротвердости поверхности различных сталей от температуры ионного азотирования при постоянстве остальных технологических факторов (давление 65 Па, среда 25 об. % N_2 + 75 об. % Ar, продолжительность азотирования 4 ч), из которых видно, что для каждой стали существует свое оптимальное значение температуры (интервал температур), при которой (котором) достигается максимальная твердость. Например, для сталей Р6М5 и 40Х это температура 530 °С, для стали 20Х – 570 °С, для стали 12ХН3А – интервал температур 540–580 °С.

На рис. 2.15 приведена зависимость микротвердости стали 38ХМЮА от продолжительности азотирования при различных температурах в среде 75 об. % N_2 + 25 об. % Ar и постоянном давлении 250 Па, из которого видно, что диффузионный слой по микротвердости в основном сформировался в начальный период процесса ионного азотирования (исходная микротвердость стали 2380 МПа) и в дальнейшем при увеличении продолжительности азотирования от 1 ч до 9 ч изменялась незначительно (10–12 % при температурах азотирования 560–600 °С).

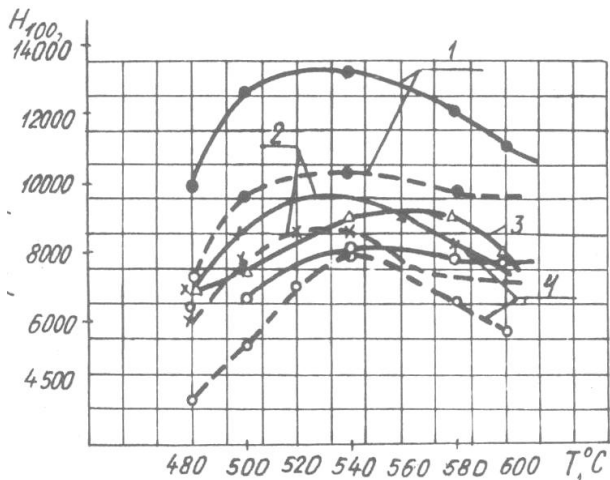


Рис. 2.14. Изменение микротвердости различных сталей при острых кромках (—) и на поверхности без острых кромок (---) в зависимости от температуры ионного азотирования в среде 25 об. % N_2 + 75 об. % Ar при давлении 65 Па и продолжительности 4 ч: 1 – P6M5; 2 – 40X; 3 – 20X; 4 – 12XН3А

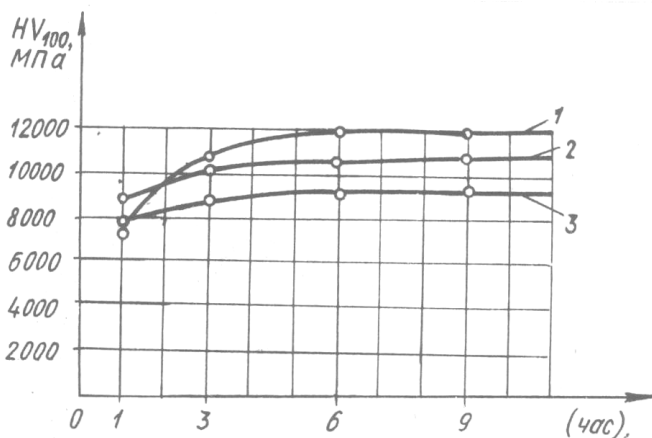


Рис. 2.15. Изменение микротвердости стали 38XМЮА в зависимости от продолжительности ионного азотирования в среде 75 об. % N_2 + 25 об. % Ar при давлении 250 Па: 1 – 520°C; 2 – 560°C; 3 – 600°C

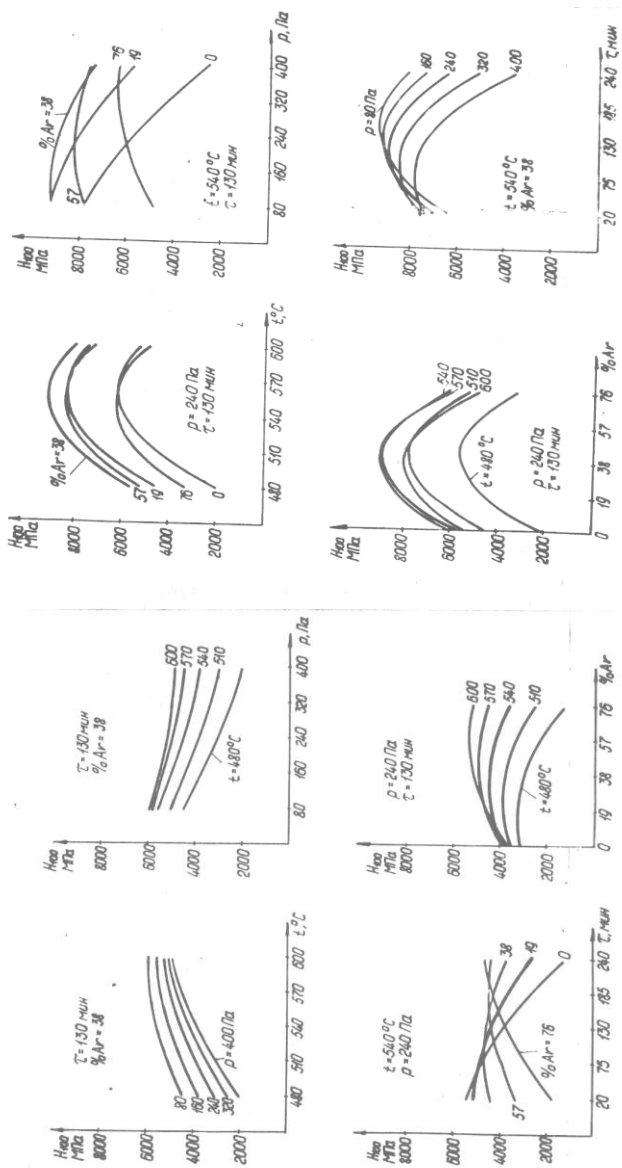
При этом с увеличением температуры насыщения микротвердость снижалась.

Существенное влияние на микротвердость поверхности азотированного слоя оказывают давление и состав насыщающей среды. Их влияние различно для различных сталей и зависит от соотношений других технологических факторов. Так для стали ШХ15 оптимальным является содержание аргона в азотаргонной смеси 38–40 об. %, а для стали 20 оно составляет 70–76 об. %. Оптимальное давление для стали 20 равно 80 Па, тогда как для стали ШХ15 оно составляет 200–240 Па (см. рис. 2.16).

Таким образом, на микротвердость азотированного слоя оказывают влияние все технологические факторы. На рисунке приведены результаты комплексных исследований влияния основных технологических факторов на микротвердость сталей ШХ15 и 20 с применением планирования экспериментов (план Хартли, табл. 5.2) и расчетов на ЭВМ, которые позволяют определить оптимальные технологические режимы ионного азотирования, обеспечивающие максимальную микротвердость исследуемых сталей. Такими режимами есть: для стали ШХ15 температура азотирования 560–570 °С, давление 200–240 Па, продолжительность 180 мин, содержания аргона 38–40 об. % в азотированной среде; для стали 20 температура 580–600 °С, давление 80 Па, продолжительность 240 мин, содержание аргона 75 об. %.

Режим ионного азотирования оказывает большое влияние на характер распределение микротвердости по глубине азотированного слоя, что наглядно видно из рис. 2.17. Микротвердость стали ШХ15 после ионного азотирования по режиму 3 имеет максимальную твердость на поверхности ввиду наличия нитридного слоя (см. рис. 2.17, *в*) и максимальный градиент изменения микротвердости по глубине азотированного слоя. При ионном азотировании по режиму 5 микротвердость на поверхности и градиент ее изменения по глубине слоя минимальны. Причиной этому явилось уменьшение температуры с 570 °С до 510 °С и продолжительности азотирования с 185 до 75 мин, что обусловило образование только зоны внутреннего азотирования и отсутствие нитридной зоны (рис. 2.17, *б*).

На кинетику и свойства азотированных слоев большое влияние оказывают легирующие элементы. Поэтому исследование процесса ионного азотирования легированных сталей представляет значительный научный и практический интерес.

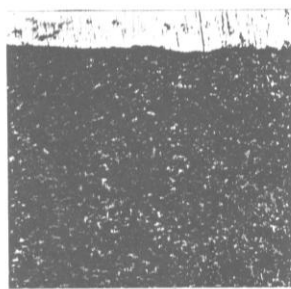
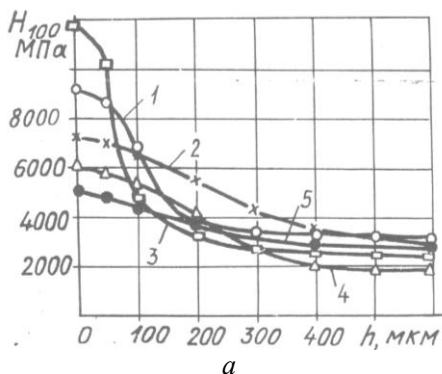


б

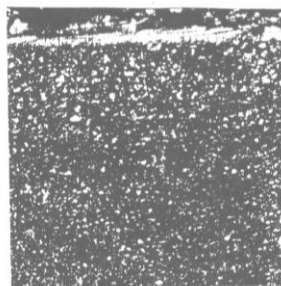
а

Рис. 2.16. Влияние технологических режимов ионного азотирования на твердость конструкционных сталей: а – ШХ15; б – сталь 20

Переходные элементы (молибден, хром, титан, ванадий) повышают растворимость азота в α -фазе [379]. Так растворимость азота в феррите легированных конструкционных сталей (38Х, 18Х2Н4ВА, 38ХМЮА и др.) составляет 0,2–0,5 % против 0,11 % в техническом железе, а в стали 40Х13 – 1,9 %. При азотировании сплавов железа в γ' и ϵ фазах часть атомов железа замещается легирующими элементами. Возникают комплексные нитридные и карбонитридные соединения $(Fe, Me)_4N$; $(Fe, Me)_3N$; $(Fe, Me)_2N$; $(Fe, Me)N$; $(Fe, Me)_3(N, C)$; $(Fe, Me)_2(N, C)$.



б х 460 (режим 5)



в х 460 (режим 3)

Рис. 2.17. **а** – изменение микротвердости стали ШХ15

по глубине слоя после ионного азотирования по режимам:

1 – среда 43 об. % N_2 + 57 об. % Ar, $T = 570^\circ C$, $p = 320$ Па, $\tau = 185$ мин;

2 – среда 43 об. % N_2 + 57 об. % Ar, $T = 510^\circ C$, $p = 320$ Па, $\tau = 185$ мин;

3 – среда 81 об. % N_2 + 19 об. % Ar, $T = 570^\circ C$, $p = 160$ Па, $\tau = 185$ мин;

4 – среда 81 об. % N_2 + 19 об. % Ar, $T = 510^\circ C$, $p = 160$ Па, $\tau = 185$ мин;

5 – среда 81 об. % N_2 + 19 об. % Ar, $T = 570^\circ C$, $p = 320$ Па, $\tau = 75$ мин;

б, в – микроструктура стали ШХ15 после ионного азотирования

При азотировании легированных сталей возможно образование нитридов легирующих элементов [240]. Все легирующие элементы уменьшают толщину азотированного слоя, но резко повышают твердость на поверхности и по ее сечению. Основную часть азотированного слоя составляет α -фаза, с когерентно связанными или обособленными нитридами (табл. 2.6).

Таблица 2.6

**Режимы ионного азотирования
и данные металлографического анализа сталей 20X, 12XН3А и 25X5М**

| Режим | Марка стали | Параметры процесса ионного азотирования | | | | Толщина азотированного слоя h , мкм | Толщина нитридной зоны h_{np} , мкм | Микротвердость H_{50} , МПа |
|-------|-------------|---|----------------------|----------------------|--------------------|---------------------------------------|---------------------------------------|-------------------------------|
| | | Давление p , Па | Температура T , °C | Среда об. % N_2+Ar | Время τ , мин | | | |
| 1 | 20X | 65 | 540 | 25+75 | 360 | 200 | 4–5 | 6540 |
| | 12XН3А | 65 | 540 | 25+75 | 360 | 250 | 8 | 6970 |
| 2 | 20X | 65 | 580 | 75+25 | 360 | 300 | 10–12 | 6340 |
| 3 | 25X5М | 240 | 580 | 75+25 | 120 | 150 | 18 | 10240 |
| | 20X | 240 | 580 | 75+25 | 120 | 250 | 8 | 6140 |
| 4 | 12XН3А | 240 | 600 | 75+25 | 120 | 180 | 6 | 5440 |

На рис. 2.18 и 2.19 приведены зависимости твердости азотированного слоя на поверхности и по сечению для стали Р6М5 от температуры и давления насыщающей среды. Из графиков видно, что с повышением температуры твердость азотированного слоя на поверхности падает, а по сечению слоя происходит перераспределение твердости с понижением ее на поверхности и увеличением по глубине.

Очевидно с повышением температуры происходит обеднение азотом поверхностных слоев и повышение его концентрации в более глубоких слоях. Понижение давления насыщающей среды приводит к уменьшению микротвердости на азотированном слое, что также объясняется ненасыщенностью азотом α -фазы.

Значительное влияние на твердость оказывает активация насыщающей среды, связанная с конфигурацией азотируемой поверхности. Из рис. 2.14 видно, что твердость азотированного слоя на

острых кромках выше, чем на поверхностях без острых кромок при прочих равных условиях. Это объясняется тем, что плотность тока, а следовательно и степень активации среды, на острых кромках значительно выше по сравнению с плотностью тока на поверхностях без острых кромок.

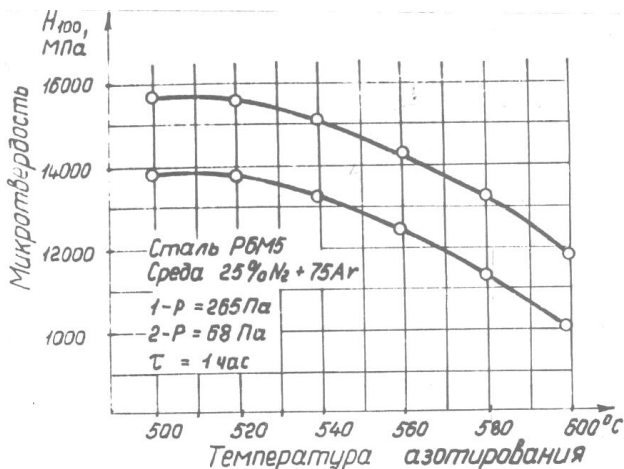


Рис. 2.18. Зависимость микротвердости от температуры ионного азотирования стали P6M5

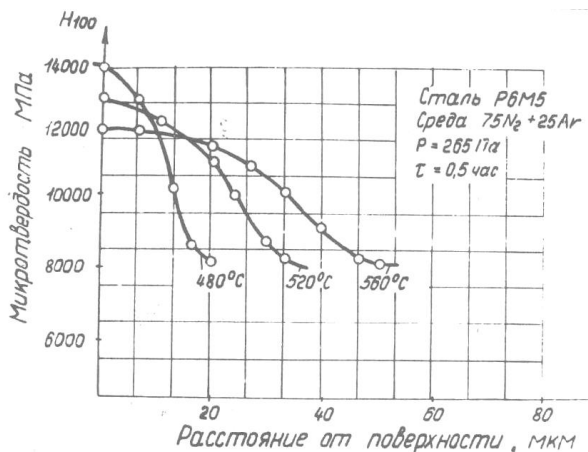


Рис. 2.19. Изменение микротвердости по глубине азотированного слоя стали P6M5

Научный и практический интерес представляют исследования ионного азотирования штамповых сталей, предварительно подвергавшихся закалке. Проводились исследования глубины и твердости азотированных слоев, полученных на сталях X12M, X12Ф и ХВГ, в зависимости от температуры азотирования, а также распределения микротвердости по глубине азотированного слоя (рис. 2.20, рис. 2.21). Исследования проводились в азотаргонной насыщающей среде (25 % об. % N₂ + 75 об. % Ar) при давлении в разрядной камере 0,5 мм рт. ст. (67 Па) и продолжительности азотирования 2 ч.

Из рис. 2.20 видно, что для сталей X12M и X12Ф существует оптимальное значение температуры, обеспечивающее максимальную твердость азотированного слоя. Такой температурой для данных сталей является 500 °С, а для стали ХВГ – 550 °С. Повышение температуры выше оптимальной вызывает снижение твердости азотированного слоя и сердцевины за счет высокотемпературного отпуска, который при температурах 580–600 °С вызывает снижение твердости сердцевины на 30–40 % по сравнению с исходной закаленной (см. рис. 2.21). Градиент изменения твердости по глубине азотированного слоя увеличивается с увеличением температуры азотирования.

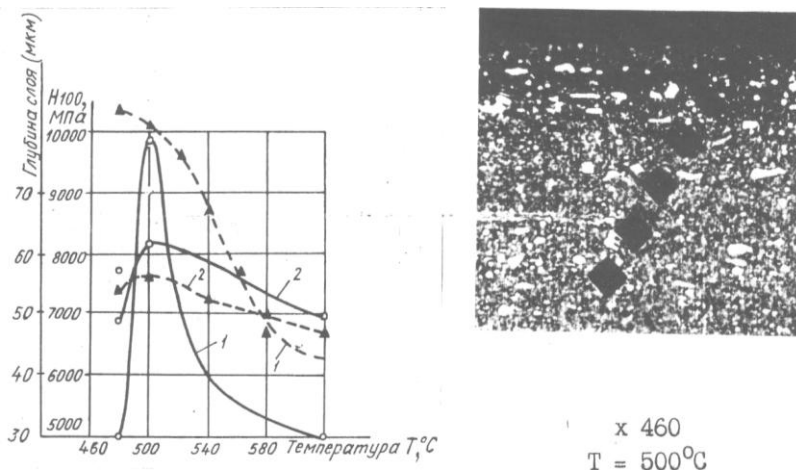


Рис. 2.20. Влияние температуры ионного азотирования на: 1 – микротвердость, 2 – глубину азотированного слоя сталей X12Ф (—) и X12M (---) при режиме азотирования – 25 об. N₂ + 75 об. % Ar; $p = 65 \text{ Па}$; $\tau = 120 \text{ мин}$

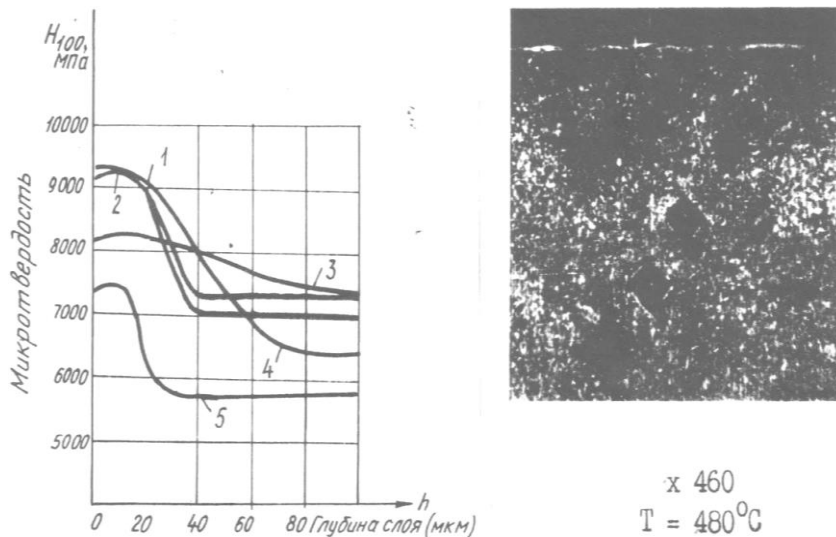


Рис. 2.21. Изменение микротвердости стали ХВГ по глубине азотированного слоя при азотировании в среде 25 об. % N_2 + 75 об. % Ar , $p = 65$ Па, времени диффузионного насыщения $\tau = 4$ ч и разных температурах: 1 – 500 °С; 2 – 540 °С; 3 – 480 °С; 4 – 580 °С; 5 – 600 °С

Большое влияние на эксплуатационные свойства азотированного слоя оказывает его фазовый состав. В таблицах 2.7 и 2.8 приведены результаты исследований фазового состава сталей 20Х, 12ХН3А и 25Х5М, азотированных в азотаргонной среде по различным режимам (см. табл. 2.6). Оценка фазового состава проводилась рентгеновским методом по интенсивности линий на дифрактограммах. Количественное соотношение фаз рассчитывалось по градуировочным графикам [380], представляющим зависимость фаз от соотношения интенсивности линий.

Из этих таблиц видно, что на поверхности в нитридном слое присутствуют все три фазы ($\epsilon - \text{Fe}_{2-3}\text{N}$, $\gamma' - \text{Fe}_4\text{N}$, $\alpha - \text{Fe}_{[\text{N}]}$). Их количественное соотношение зависит от марки стали и режима азотирования. Наибольшее количество ϵ -фазы и наибольшая глубина нитридного слоя имела сталь 25Х5М, что объясняется высокой степенью ее легированности. Повышение температуры азотирования с 540 °С до 580 °С стали 20Х (режим 2) привело к подавлению обра-

зования ϵ -фазы на поверхности азотированного слоя. При азотировании стали 12ХН3А по четвертому режиму в азотированном слое обнаружен остаточный аустенит (γ -фаза). Образование остаточного аустенита объясняется тем, что температура азотирования (600 °С) превысила эвтектоидную температуру диаграммы, “Fe–N”, что привело к фазовому превращению $\alpha \rightarrow \gamma$ [240].

Таблица 2.7

**Фазовый состав азотированных слоев,
полученный при измерении интенсивности линий
на дифрактограммах**

| Режим | Марка стали | Толщина просвечиваемого слоя, мкм | Фазовый состав, интенсивность характерных линий (высота пика, мкм) | | | | |
|-------|-------------|---|---|------------------------|------------------------|------------------------|------------------------|
| | | | ϵ -фаза Fe ₂₋₃ N | | γ' -фаза | α_N м.р. | γ_N м.р. |
| | | | $d = 2,07 \text{ \AA}$ | $d = 2,07 \text{ \AA}$ | $d = 2,07 \text{ \AA}$ | $d = 2,07 \text{ \AA}$ | $d = 2,07 \text{ \AA}$ |
| 1 | 20X | 0–8 | 104 | 10 | 115 | 137 | – |
| | | 3–10 | 35 | – | 90 | 200 | – |
| | | 8–16 | – | – | 20 | 383 | – |
| | 12ХН3А | 0–8 | 75 | 8 | 140 | 175 | – |
| | | 5–13 | 10 | – | 90 | 250 | – |
| | | 10–18 | – | – | 13 | 290 | – |
| 2 | 20X | 0–8 | 18 | – | 190 | 162 | – |
| | | 6–14 | – | – | 60 | 270 | – |
| | | 16–24 | – | – | – | 310 | – |
| 3 | 25Х5М | 0–8 | 170 | 20 | 30 | 23 | – |
| | | 4–12 | 93 | 13 | 20 | 42 | – |
| | | 10–18 | 60 | 5 | 8 | 115 | – |
| | 20X | 0–8 | 67 | 7 | 162 | 130 | – |
| | | 4–12 | 10 | – | 110 | 240 | – |
| | | 12–20 | – | – | 20 | 330 | – |
| | | 20–28 | – | – | – | 340 | – |
| | | 0–8 | 50 | 5 | 135 | 40 | 140 |
| 4 | 12ХН3А | 4–12 | – | – | 90 | 68 | 190 |
| | | 14–22 | – | – | – | 240 | 170 |
| | | 20–28 | – | – | – | 280 | 120 |

Таблица 2.8

**Количественное соотношение фаз в азотированных слоях
при ионном азотировании в безводородных средах**

| Режим | Марка стали | Толщина анализируемого слоя, мкм | Количество фазы, % | | | |
|-------|-------------|----------------------------------|--------------------|-----------------|---------------------------|---------------------------|
| | | | ϵ -фаза | γ' -фаза | $\alpha_{N\text{ тв.р.}}$ | $\gamma_{N\text{ тв.р.}}$ |
| 1 | 20X | 0–8 | 33 | 39 | 28 | – |
| | | 3–10 | 5 | 14 | 89 | – |
| | | 8–16 | – | следы | 100 | – |
| | 12XН3А | 0–8 | 23 | 44 | 33 | – |
| | | 5–13 | Следы | 33 | 67 | – |
| | | 10–18 | – | следы | 100 | – |
| 2 | 20X | 0–8 | Следы | 53 | 47 | – |
| | | 6–14 | – | 22 | 88 | – |
| | | 16–24 | – | – | 100 | – |
| 3 | 25X5M | 0–8 | 80 | 14 | 6 | – |
| | | 4–12 | 66 | 14 | 20 | – |
| | | 10–18 | 50 | 5 | 45 | – |
| | 20X | 0–8 | 22 | 50 | 28 | – |
| | | 4–12 | Следы | 21 | 79 | – |
| | | 12–20 | – | – | 100 | – |
| 4 | 12XН3А | 0–8 | 10 | 52 | 9 | 29 |
| | | 4–12 | – | 25 | 29 | 56 |
| | | 14–22 | – | – | 62 | 38 |
| | | 20–28 | – | – | 72 | 28 |

В таблице 2.9 приведены результаты исследований фазового состава стали 40X после ионного азотирования по различным режимам, из которых видно, что в поверхностном слое нитридной зоны присутствуют три фазы (ϵ , γ' и α -Fe). С повышением температуры азотирования от 520 °С до 600 °С снизилось количество ϵ -фазы с 63 % до 41 % (в 1,5 раза), но при этом увеличилось количество фазы с 30 % до 38 % и очень резко увеличилось содержание γ' -фазы с 7 % до 21 % (в три раза). Такие фазовые изменения привели к уменьшению концентрации азота в поверхностном слое нитридной зоны с 9,2 % до 7,1 %. Уменьшение азотного потенциала за счет увеличения концентрации аргона в насыщающей среде от 0 до 65 % привели к существенному уменьшению в поверхностном слое ϵ -фазы (в два раза) и увеличению γ' -фазы (в два раза) при неизменном количестве α -Fe_[N].

Таблица 2.9
Влияние параметров ионного азотирования на фазовый состав и концентрацию азота в азотированном слое стали 45Х

| Показатель | Режим азотирования, среда: | | | | | | | | | | |
|--------------------------------------|---|-----|--|-----|-----|-----|-----|---|-----|-----|-----|
| | 100 % N ₂ , p = 265 Па, τ = 4 ч | | T = 560 °C, p = 265 Па, τ = 4 ч | | | | | 75 об. % N ₂ + 25 об. % Ar, T = 520 °C, τ = 4 ч | | | |
| | Температура азотирования T, °C | | Содержание N ₂ в об. % (остальное Ar) | | | | | Давление p, Па | | | |
| | 600 | 560 | 520 | 100 | 90 | 75 | 60 | 45 | 80 | 265 | 450 |
| | 41 | 53 | 63 | 53 | 42 | 32 | 27 | 20 | 29 | 32 | 35 |
| ε-фаза (Fe ₂₋₃ N), % | 38 | 35 | 30 | 35 | 46 | 56 | 61 | 68 | 59 | 56 | 53 |
| γ'-фаза (Fe ₄ N), % | 21 | 17 | 7 | 12 | 12 | 12 | 12 | 12 | 12 | 12 | 12 |
| Концентрация азота на поверхности, % | 7,1 | 8,3 | 9,2 | 8,3 | 7,2 | 6,4 | 6,0 | 5,7 | 6,2 | 6,4 | 6,5 |

Изменение давления насыщающей среды в пределах от 80 Па до 450 Па не вызвало большого изменения в фазовом составе стали 45X. Послойный химический анализ сталей ШХ15, 40X и 25X5M после ионного азотирования в азотаргонной среде (табл. 2.9 и 2.10) показал, что концентрация азота в азотированном слое различна для различных сталей и зависит как от химического состава стали, так и от технологических параметров ионного азотирования. Из данных таблицы 2.10 видно, концентрация азота на поверхности стали 10X15 составляет 5,18 %, а стали 25X5M – 10,3 %, т. е. с повышением степени легирования стали концентрация азота в азотированном слое увеличивается в связи с большей растворимостью азота в феррите [379]. Исследования показали (см. табл. 2.9), что изменяя режим ионного азотирования стали 45, концентрация азота в поверхностном слое изменилась с 5,7 % до 9,2 % за счет изменения фазового состава.

Таблица 2.10

Результаты послойного анализа содержания азота в азотированном слое сталей ШХ15 и 25X5M

| Слой | Толщина последовательно удаленного слоя, мкм | Содержание азота в слое, % по массе | Суммарная толщина снимаемого слоя, мкм | Фаза на поверхности |
|---|--|-------------------------------------|--|--|
| Сталь ШХ15, режим азотирования: 50 об. % N ₂ + 50 об. % Ar, <i>p</i> = 65 Па, <i>T</i> = 540 °С, <i>τ</i> = 4 ч | | | | |
| 1 | 10 | 2,18 | 0 | $\epsilon + \gamma' + \alpha\text{-Fe}_{[\text{N}]}$ |
| 2 | 15 | 0,70 | 10 | $\gamma' + \alpha\text{-Fe}_{[\text{N}]}$ |
| 3 | 20 | 0,37 | 25 | $\alpha\text{-Fe}_{[\text{N}]}$ |
| 4 | 30 | 0,23 | 45 | $\alpha\text{-Fe}_{[\text{N}]}$ |
| 5 | 30 | 0,077 | 75 | $\alpha\text{-Fe}_{[\text{N}]}$ |
| 6 | 35 | 0,071 | 105 | $\alpha\text{-Fe}_{[\text{N}]}$ |
| 7 | 60 | 0,003 | 140 | $\alpha\text{-Fe}_{[\text{N}]}$ |
| 8 | – | 0,003 | 200 | $\alpha\text{-Fe}_{[\text{N}]}$ |
| Сталь 25X5M, режим азотирования: 75 об. % N ₂ + 25 об. % Ar, <i>p</i> = 240 Па, <i>T</i> = 580 °С, <i>τ</i> = 2 ч | | | | |
| 1 | 8 | 10,3 | 0 | $\epsilon + \gamma' + \alpha\text{-Fe}_{[\text{N}]}$ |
| 2 | 10 | 6,1 | 8 | $\epsilon + \gamma' + \alpha\text{-Fe}_{[\text{N}]}$ |
| 3 | 20 | 5,2 | 18 | $\epsilon + \gamma' + \alpha\text{-Fe}_{[\text{N}]}$ |
| 4 | 30 | 1,44 | 38 | $\gamma' + \alpha\text{-Fe}_{[\text{N}]}$ |
| 5 | 30 | 0,38 | 68 | $\alpha\text{-Fe}_{[\text{N}]}$ |
| 6 | 30 | 0,12 | 98 | $\alpha\text{-Fe}_{[\text{N}]}$ |
| 7 | 60 | 0,06 | 128 | $\alpha\text{-Fe}_{[\text{N}]}$ |
| 8 | – | 0,005 | 168 | $\alpha\text{-Fe}_{[\text{N}]}$ |

Таким образом, исследования кинетики процесса ионного азотирования в азотаргонной среде показали, что изменяя технологические параметры процесса диффузионного насыщения (состав среды, давление, температуру и продолжительность процесса), можно изменять в широких пределах глубину, твердость на поверхности и по глубине структуру, фазовый состав азотированного слоя и концентрацию азота в нем. Наличие аргона и отсутствие водорода в насыщающей среде влияет на кинетику процесса и характеристики азотированного слоя.

2.3. Исследование остаточных напряжений в азотированном слое

В исследованиях использовались пластинки размером $2,5 \times 10 \times 100$ мм. При окончательной механической обработке образцы шлифовались при легком режиме и интенсивном охлаждении, а затем подвергались ионному азотированию, которое проводилось в среде азота и аргона по различным режимам. В процессе азотирования менялись следующие параметры:

1) состав насыщающей среды (100 об. % N_2 ; 75 об. % N_2 + 25 об. % Ar и 50 об. % N_2 + 50 об. % Ar) при постоянстве остальных параметров (температура азотирования $560^\circ C$, давление – 265 Па, время азотирования – 3 ч);

2) температура азотирования ($600^\circ C$, $560^\circ C$ и $520^\circ C$) при постоянстве состава насыщающей среды (100 об. % N_2), давления (265 Па) и времени азотирования (3 ч);

3) давление насыщающей среды (450 Па, 265 Па и 80 Па) при постоянстве состава насыщающей среды (75 об. % N_2 + 25 об. % Ar), температуры ($560^\circ C$) и времени азотирования (3 ч).

Величина остаточных напряжений и распределение их по глубине слоя определялись по методу Н.Н. Давиденкова [153] путем непрерывного удаления травлением напряженного слоя с одновременной автоматической записью кривой деформации плоского образца на приборе ПИОН. Расчет напряжений производился по формуле:

$$\sigma = \frac{E \cdot a^2 \cdot K}{3b^2} \cdot \frac{df}{da}, \quad (2.1)$$

где E – модуль упругости материала, Па;

a – толщина образца в среднем сечении без половины стравленного слоя, мм;

b – половина расстояния между осями зажимных винтов, мм;

df/da – интенсивность изменения стрелы прогиба образца в зависимости от его толщины;

K – коэффициент, равный отношению масштабов записи по осям X и Y .

На рис. 2.22–2.24 приведены результаты исследований остаточных напряжений, возникающих в азотированных слоях сталей 45X и 38ХМЮА после ионного азотирования в безводородных средах по различным режимам. Из графиков видно, что в азотированных слоях при всех режимах азотирования, возникают остаточные напряжения сжатия, величина которых максимальна на поверхности, изменяется в широких пределах (240–500 МПа для стали 45X и 340–720 МПа для стали 38ХМЮА) и уменьшается по глубине азотированного слоя, приближаясь к нулевому значению.

На величину остаточных напряжений существенное влияние оказывают параметры технологического режима ионного азотирования. Закономерности влияния параметров технологического процесса на величину остаточных напряжений для сталей 45X и 38ХМЮА аналогичны и изменяются только абсолютные значения этих напряжений. Так повышение температуры азотирования с 520 °С до 600 °С приводит к снижению остаточных напряжений сжатия на поверхности от 400 до 240 МПа для стали 45X и от 490 до 340 МПа для стали 38ХМЮА (см. рис. 2.22). При этом характер изменения напряжений по глубине для различных температур различен.

Большое влияние на величину остаточных напряжений оказывает состав насыщающей среды (см. рис. 2.23). Добавление в азотную плазму аргона до определенного предела приводит к интенсификации процесса диффузионного насыщения и увеличения остаточных сжимающих напряжений. В наших исследованиях [381, 382] максимальные остаточные напряжения 490 МПа для стали 45X и 720 МПа для стали 38ХМЮА получены при азотировании в среде 75 об. % N_2 + 25 об. % Ar. При дальнейшем увеличении процентного содержания аргона при азотировании сталей 45X и 38ХМЮА величина остаточных напряжений уменьшается. Следовательно, зависимость остаточных напряжений от состава насыщающей среды имеет экстремальный характер.

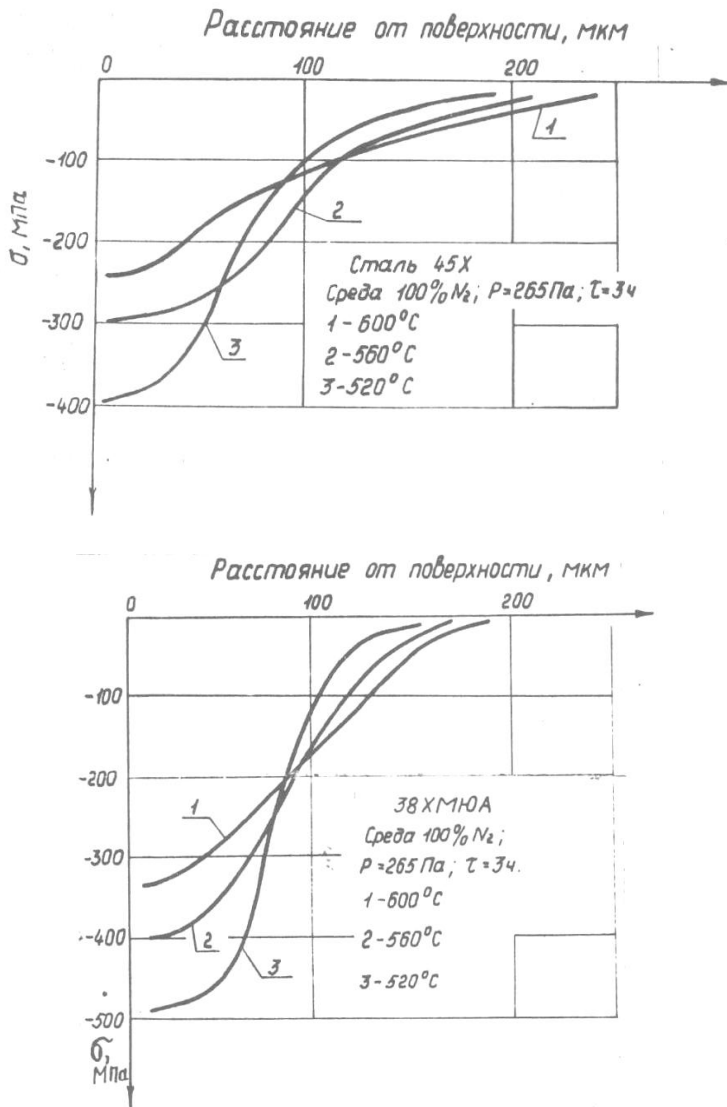


Рис. 2.22. Распределение остаточных напряжений в азотированном слое сталей 45X и 38XМ1ЮА после ионного азотирования при различных температурах технологического процесса и постоянстве остальных факторов (среда 100 % N₂, p = 265 Па, τ = 3 ч)

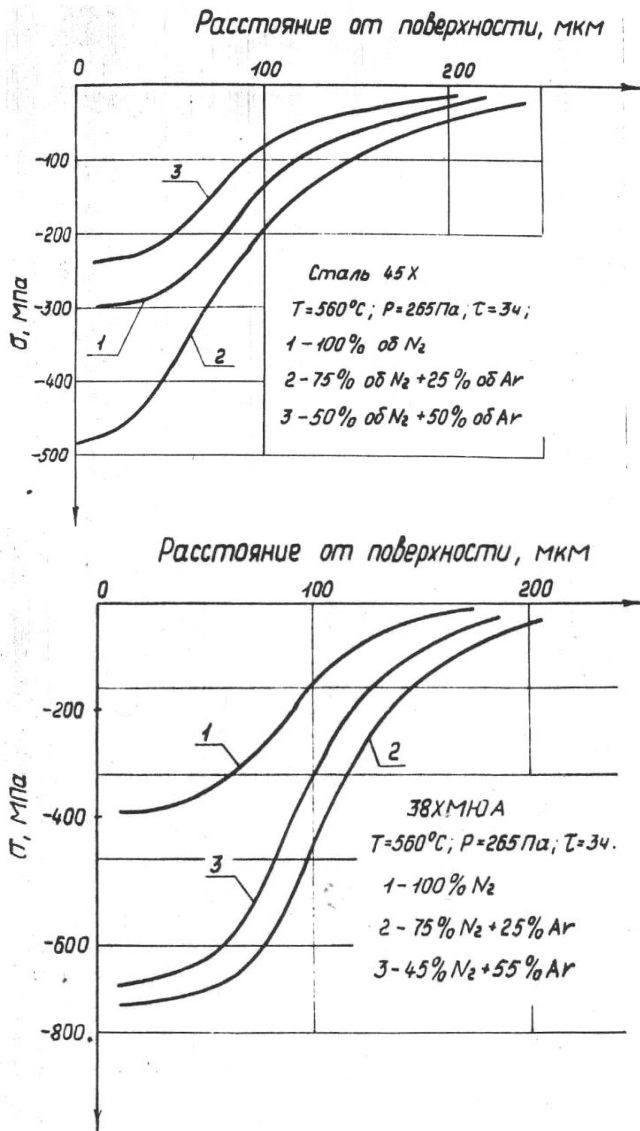


Рис. 2.23. Распределение остаточных напряжений в азотированном слое сталей 45X и 38XМЮА после ионного азотирования в различных средах при постоянстве остальных факторов ($T = 560^\circ\text{C}$; $p = 265\text{ Па}$; $\tau = 3\text{ ч}$)

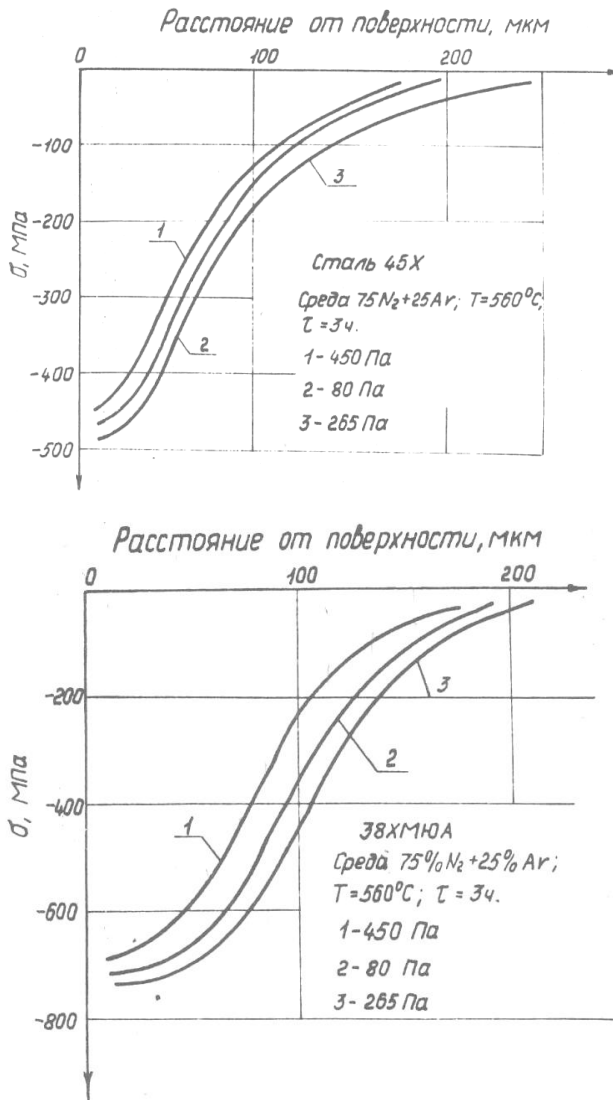


Рис. 2.24. Распределение остаточных напряжений в азотированном слое сталей 45X и 38XМЮА после ионного азотирования при различных давлениях и постоянстве остальных факторов (среда 75 об. % N₂ + 25 об. % Ar, T = 560 °C; τ = 3 ч)

Аналогичная зависимость получена при исследовании влияния остаточных напряжений от давления насыщающей среды (см. рис. 2.24). Максимальные остаточные напряжения определены при давлении 265 МПа, При данном давлении получена максимальная глубина азотированного слоя и нитридной зоны. Экстремальный характер зависимости остаточных напряжений от давления подтверждается в работе [383] при азотировании конструкционных сталей в тлеющем разряде в аммиачной среде.

На основании проведенных исследований можно сделать вывод о том что величиной остаточных: напряжений можно управлять в достаточно широких пределах, варьируя технологическими параметрами ионного азотирования, и заранее прогнозировать их величину. Величина остаточных напряжений в азотированном слое тем выше, чем больше концентрация азота в нем.

2.4. Моделирование управления диффузионным процессом при термоактивировании деталей с азотированным слоем

2.4.1. Общая постановка задачи. Задачу управления процессом диффузии с целью получения определенных качественных характеристик слоя можно упрощенно сформулировать как задачу обеспечения некоторого заданного распределения концентрации азота $C(x, \tau)$ по глубине слоя x от поверхности изделия [369].

Использована модель стадии диффузии при следующих допущениях:

1. Коэффициент диффузии азота зависит от температуры;
2. Поверхность металла мгновенно насыщается до концентраций равновесных с насыщающей атмосферой;
3. Поверхностный слой и все изделие нагреваются неравномерно, т.е. температура изделия – функция времени и координат $t(x, \tau)$.

Математическая модель представлена следующими дифференциальными уравнениями в частных производных:

– уравнение диффузии, описывающее процесс диффузионного насыщения [369]:

$$\frac{\partial C(x, \tau)}{\partial \tau} = \frac{\partial}{\partial x} \left\{ D[t(x, \tau)] \frac{\partial C(x, \tau)}{\partial x} \right\}; \quad (2.2)$$

б) уравнение нестационарной теплопроводности, описывающее процесс распределения температуры в изделии [370]:

$$C_V(x) \frac{\partial t}{\partial \tau} = \frac{\partial}{\partial x} \left[\lambda(x) \frac{\partial t}{\partial x} \right], \quad (2.3)$$

где $D[t(x, \tau)]$ – коэффициент диффузии;

$C_V(x)$ – объемная теплоемкость;

$\lambda(x)$ – коэффициент теплопроводности.

Граничные условия по концентрации:

$$C(0, \tau) = C_0(\tau), \quad (2.4)$$

$$\frac{\partial C(L, \tau)}{\partial x} = 0. \quad (2.5)$$

Начальные условия:

$$C(x, 0) = 0. \quad (2.6)$$

Для решения задачи (2.2), (2.4)–(2.6) необходимо определить $t(x, \tau)$ из уравнения (2.3).

2.4.2. Распределение температуры по глубине азотированного слоя. Рассмотрим задачу нестационарной теплопроводности в неоднородном теле, подверженном действию равномерно распределенного источника тепла мощностью q_0 по поверхности $x = 0$ и конвективного теплообмена с окружающей средой через поверхность $x = L$ (рис. 2.25).

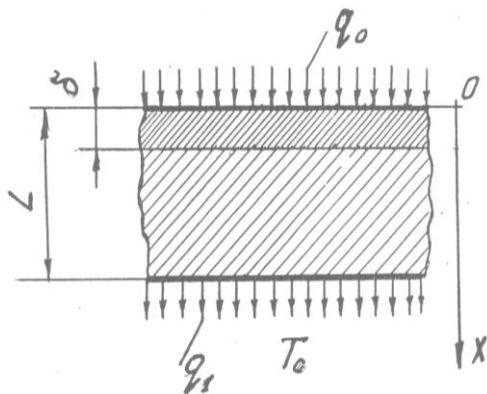


Рис. 2.25. Расчетная схема к моделированию распределения температуры в азотированном слое при термоактивировании

Теплофизические характеристики азотированного слоя – функции координат, а основной материал изделия имеет постоянные характеристики.

Данная задача описывается уравнением (2.3) при следующих начальных:

$$t(x, 0) = T_0 \quad (2.7)$$

и краевых условиях:

$$-\lambda(0) \frac{\partial t}{\partial x} \Big|_{x=0} = q_0; \quad (2.8)$$

$$-\lambda(L) \frac{\partial t}{\partial x} \Big|_{x=L} = \alpha(t|_{x=L} - T_0), \quad (2.9)$$

где α – коэффициент теплопередачи;

T_0 – температура окружающей среды.

Для решения задачи (2.3), (2.7)–(2.9) применим дифференциально-разностный метод. Введем равномерную сетку по переменной τ :

$$W_\tau = \left\{ \tau_i = (i-1)h_\tau; i = 1, 2, 3, \dots, M; h_\tau = \frac{\tau_M}{M-1} \right\}.$$

Заменяя $\partial t / \partial x$ разностным отношением, исходной задаче сопоставим дифференциально-разностную задачу:

$$\frac{\partial}{\partial x} \left[\lambda(x) \frac{\partial t_i}{\partial x} \right] = \frac{C_V(x)}{h_\tau} (t_i - t_{i-1}), \quad (2.10)$$

$$-\lambda(0) \frac{\partial t_i}{\partial x} \Big|_{x=0} = q_0, \quad (2.11)$$

$$-\lambda(L) \frac{\partial t_i}{\partial x} \Big|_{x=L} = \alpha(t_i|_{x=L} - T_0), \quad (2.12)$$

$$t_0 = T_0. \quad (2.13)$$

Представим теплофизические характеристики неоднородного тела (азотированный слой и основной материал) в виде:

$$P(x) = P_0 + \lim_{N \rightarrow \infty} \sum_{n=1}^N (P(x_n) - P(n-1)) \delta(x - x_n) h_n, \quad (2.14)$$

где $P(x) = \begin{cases} \lambda(x) \\ C_v(x) \end{cases}$, $P_0 = \min p(x_n)$, h_n – характерный линей-

ный размер включения с характеристикой $p(x_n)$, $\delta(x-x_n)$ – функция Дирака.

Количество точек N выбирается в зависимости от особенностей материала изделия (геометрии неоднородного слоя, включений, количества точек, в которых известны величины теплофизических характеристик).

Значение температуры, получаемое на предыдущем шаге $t_{i-1}(x)$, представим в виде:

$$t_{i-1}(x) = \lim_{N \rightarrow \infty} \sum_{n=1}^N t_{(i-1)n} x_n \delta(x-x_n) h_n. \quad (2.15)$$

Таким образом, задача (2.10)–(2.13) с учетом (2.14), (2.15) преобразуется к виду:

$$\begin{aligned} \frac{d^2 t_i}{dx^2} - \gamma^2 t_i = & - \sum_{n=1}^N \left[\frac{(\lambda_n - \lambda_{n-1}) h_n}{\lambda_0} \cdot \frac{dt_{in}}{dx} \delta(x-x_n) - \right. \\ & \left. - \frac{C_{vn} - C_{v0}}{\lambda_0 h_\tau} h_n t_{in} \delta(x-x_n) + \frac{C_{vn} h_n}{\lambda_0 h_\tau} t_{(i-1)n} \delta(x-x_n) \right], \end{aligned} \quad (2.16)$$

где $\lambda_n = \lambda(x_n)$, $t_{in} = t_i(x_n)$ и т.д.;

$$\begin{aligned} \gamma^2 &= \frac{C_{v0}}{\lambda_0 h_\tau}; \\ -\lambda_1 \frac{dt_{i1}}{dx} &= q_0; \end{aligned} \quad (2.17)$$

$$-\lambda_N \frac{dt_{iN}}{dx} = \alpha(t_{iN} - T_0). \quad (2.18)$$

Общее решение уравнения (2.16) имеет вид:

$$\begin{aligned} t_i = & C_1 e^{\gamma x} + C_2 e^{-\gamma x} - \frac{1}{2\lambda_0 h_\tau} \sum_{n=1}^N h_n e^{-\gamma|x-x_n|} \times \\ & \times \left[(\lambda_n - \lambda_{n-1}) \frac{dt_{in}}{dx} \text{sing}_-(x-x_n) + \frac{C_{vn} - C_{v(n-1)}}{\gamma} t_{in} - \frac{C_{vn}}{\gamma} t_{(i-1)n} \right], \end{aligned} \quad (2.19)$$

$$\text{где } \text{sing}_-(x - x_n) = \begin{cases} 1, & x \geq x_n, \\ -1, & x < x_n. \end{cases}$$

Удовлетворив краевые условия (2.17), (2.18), определим константы интегрирования C_1 и C_2 :

$$\begin{aligned} \frac{dt_i}{dx} = & \gamma(C_1 e^{\gamma x} + C_2 e^{-\gamma x}) + \frac{\gamma}{2\lambda_0 h_\tau} \sum_{n=1}^N h_n e^{-\gamma|x-x_n|} \times \\ & \times \text{sing}_-(x - x_n) \left[(\lambda_n - \lambda_{n-1}) \frac{dt_{in}}{dx} \text{sing}_-(x - x_n) - \frac{C_{vn} - C_{v(n-1)}}{\gamma} t_{in} - \frac{C_{vn}}{\gamma} t_{(i-1)n} \right], \end{aligned}$$

или

$$\begin{aligned} \frac{dt_i}{dx} = & \gamma(C_1 e^{\gamma x} + C_2 e^{-\gamma x}) + \frac{\gamma}{2\lambda_0 h_\tau} \sum_{n=1}^N h_n e^{-\gamma|x-x_n|} \times \\ & \times \left\{ (\lambda_n - \lambda_{n-1}) \frac{\partial t_{in}}{\partial x} + \frac{\text{sing}_-(x - x_n)}{\gamma} \left[(C_{vn} - C_{v(n-1)}) t_{in} - C_{vn} t_{(i-1)n} \right] \right\}. \end{aligned} \quad (2.20)$$

Получим:

$$\begin{aligned} t_i = & \frac{2q_0}{\lambda_1 \gamma z} (\alpha - \lambda_N \gamma) e^{-\gamma L} \text{ch} \gamma x - \frac{2\alpha T_0}{z} \text{ch} \gamma x + \frac{1}{2\lambda_0 h_\tau} \times \\ & \times \sum_{n=1}^N h_n \left\{ (\lambda_n - \lambda_{n-1}) \frac{dt_{in}}{dx} \left[e^{-\gamma(x-x_n)} + \frac{4(\lambda_N - \gamma)}{z} e^{-\gamma L} \text{ch} \gamma x_n \text{ch} \gamma x \right] + \right. \\ & \left. + \left[(C_{vn} - C_{v(n-1)}) t_{in} - C_{vn} t_{(i-1)n} \right] \times \right. \\ & \left. \left[(1 - \text{sing}_-(-x_n)) \frac{4(\lambda_N - \gamma)}{z\gamma} e^{-\gamma L} \text{ch} \gamma x_n \text{ch} \gamma x + e^{-\gamma x} \frac{\text{sing}_-(-x_n)}{\gamma} \right] \right\}, \end{aligned} \quad (2.21)$$

где

$$\begin{aligned} \text{sing}_-(x) = & \begin{cases} 1, & x \geq 0, \\ -1, & x < 0; \end{cases} \\ z = & e^{-\gamma L} (\lambda_N \gamma - \alpha) - e^{\gamma L} (\lambda_n \gamma + \alpha). \end{aligned} \quad (2.22)$$

Продифференцировав уравнение (2.21) по x и положив $x = x_n$ ($n = 1, 2, \dots, N$) получим совместно с (2.21) систему $2N$ алгебраических линейных уравнений для определения t_{in} и dt_{in}/dx , которую решаем итерационным методом с помощью ЭВМ.

По (2.21) с учетом найденных значений t_{in} и dt_{in}/dx , выполнены расчеты для следующих параметров материала и процесса: $T_0 = 20$ °C; $q_0 = 1-5$ кал/(с · см²); $L = 2,1$ мм; $\alpha = 0,0039$ кал/(град · с); $N = 20$; $C_{v0} = 0,925$ кал/см²; $\lambda = 0,115$ кал/(см · с), результаты которых приведены на рис. 2.26 и 2.27.

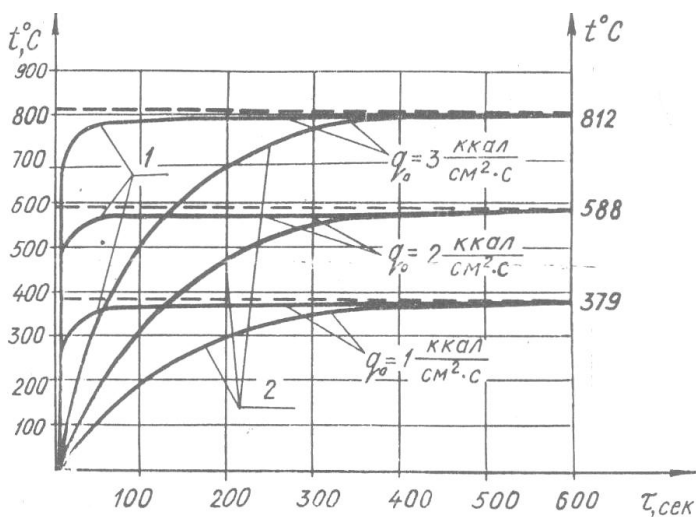


Рис. 2.26. Зависимость нарастания температуры от времени при различных тепловых потоках:

1 – на глубине $x = 10$ мкм; **2** – на глубине $x = 1050$ мкм

Из графиков видно, что величина и характер распределения температуры в азотированной слое зависит от мощности до подводимого тепла и продолжительности τ воздействия теплового источника. С возрастанием τ температура t асимптотически приближается к определенному значению, зависящему от мощности температурного воздействия q_0 и тем выше, чем больше q_0 . Характер распределения температуры по глубине слоя при различной продолжительности воздействия термоактивирования показан на рис. 2.27.

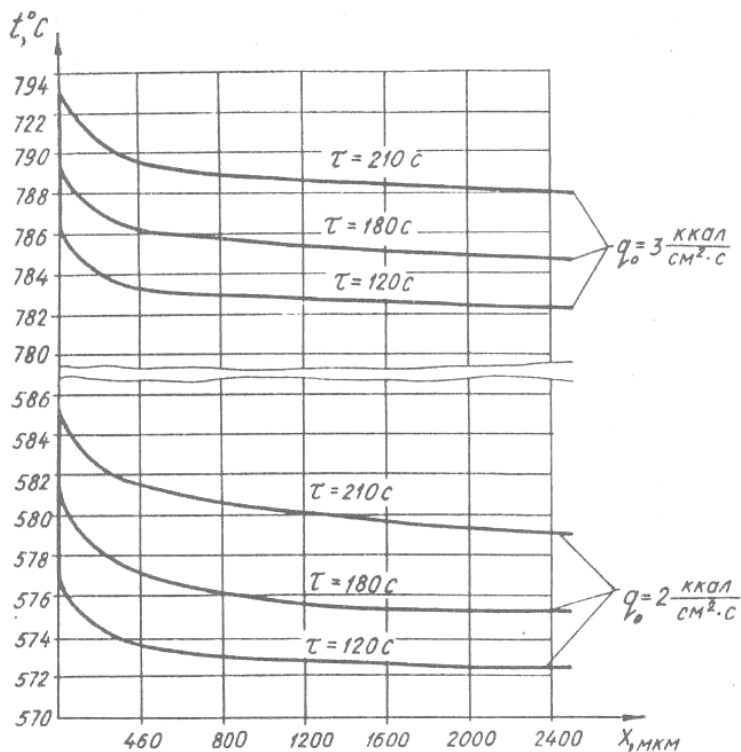


Рис. 2.27. Распределение температуры по глубине азотированного слоя при воздействии различных тепловых потоков q в течение времени τ

В результате проведенных исследований получены данные о распределении температуры по глубине изделия при различных значениях продолжительности воздействия и мощности температурного воздействия, необходимые для прогнозирования диффузионных процессов, протекающих при термоактивировании.

2.4.3. Перераспределение концентрации азота в азотированном слое при термоактивировании. Рассмотрим процесс диффузии, описываемый уравнением вида:

$$\frac{\partial C}{\partial \tau} = \frac{\partial}{\partial x} \left[D(x, \tau) \frac{\partial C}{\partial x} \right]; \quad (2.23)$$

$$C(x,0) = f(x); \quad (2.24)$$

$$C(L, \tau) = 0, L \rightarrow \infty; \quad (2.25)$$

$$-D(0, \tau) \frac{\partial C(0, \tau)}{\partial x} = \beta [C_0^* - C(0, \tau)], \quad (2.26)$$

где D – коэффициент диффузии;

β – коэффициент массопереноса;

C_0 – концентрация на границе $x = 0$.

Начальное распределение концентрации азота $f(x)$ в азотированном слое стали ШХ15 представлено в таблице 2.11.

Таблица 2.11

Начальное распределение концентрации азота

| Расстояние от поверхности азотированного слоя, в мкм | 0 | 10 | 15 | 20 | 30 | 35 | 60 |
|--|----|------|-----|------|------|-------|-------|
| Содержание азота, % | 10 | 5,18 | 0,7 | 0,37 | 0,23 | 0,071 | 0,003 |

Для случая $\beta \gg D$ краевое условие (2.26) имеет вид:

$$C(0, \tau) = C_0. \quad (2.26, a)$$

Коэффициент диффузии азота в ε -фазе можно определить по формуле [197]:

$$D = 0,277 \exp \left[\frac{35250}{R(t + 273)} \right], \quad (2.27)$$

где R – газовая постоянная ($R = 8,31$ Дж/(моль·К)).

Применив к задаче (2.23)–(2.26) метод прямых, получим:

$$\frac{C_k - C_{k-1}}{h_\tau} = \frac{d}{dx} \left[D_k(x) \frac{dC_k}{dx} \right]; \quad (2.28)$$

$$C_0(x) = f(x); \quad (2.29)$$

$$C_k(l) = 0; \quad (2.30)$$

$$-D(0) \frac{dC_k(0)}{dx} = \beta [C^* - C_k(0)]. \quad (2.31)$$

Преобразуем выражение (2.28), приняв:

$$C_k = a_0 + a_1x + a_2x^2 + a_3x^3. \quad (2.32)$$

Тогда

$$\frac{dC_k}{dx} = a_1 + 2a_2x + 2a_3x^2, \quad (2.33)$$

$$\frac{d^2C_k}{dx^2} = 2a_2 + 6a_3x. \quad (2.34)$$

Подставив (2.32)–(2.34) в уравнение (2.28) и краевые условия (2.24) и (2.25) получим, применив метод **коллокаций**, систему алгебраических уравнений 4-го порядка:

$$a_0 + a_1l + a_2l^2 + a_3l^3 = 0, \quad (2.35)$$

$$a_0\beta + a_1D_k(0) = \beta C^*; \quad (2.36)$$

$$\begin{aligned} & -\frac{a_0}{h_\tau} + a_1 \left[D'_k(x_i) - \frac{x_i}{h_\tau} \right] + a_2 \left[2D'_k(x_i)x_i + 2D_k(x_i) - \frac{x_i^2}{h_\tau} \right] + \\ & + a_3 \left[6x_iD_k(x_i) + 3x_i^2D'_k(x_i) - \frac{x_i^3}{h_\tau} \right] = -\frac{1}{h_\tau} C_{k-1}(x_i), i = 1, 2, \dots \end{aligned} \quad (2.37)$$

Результаты решения системы уравнений (2.35)–(2.37) на ЭВМ с учетом данных распределения температуры при $\tau = 400$ с (см. рис. 2.26), а также первоначального распределения концентрации азота в азотированном слое (см. табл. 2.11) приведены на рис. 2.28, из которых видно, что при термоактивировании происходит существенное перераспределение концентрации азота в азотированном слое в результате диффузии. При этом с повышением температуры снижается градиент концентрации азота по глубине, обуславливающий уменьшение градиента изменения физико-механических свойств покрытия.

При наличии барьерных слоев на поверхности азотированного слоя, которыми могут являться окисные пленки или другие заранее нанесенные покрытия, азот диффундирует внутрь образца в результате существующих градиентов температур и концентраций азота. В результате диффузии азота его концентрация на поверхности существенно уменьшается, что приводит к снижению твердости поверхностного слоя.

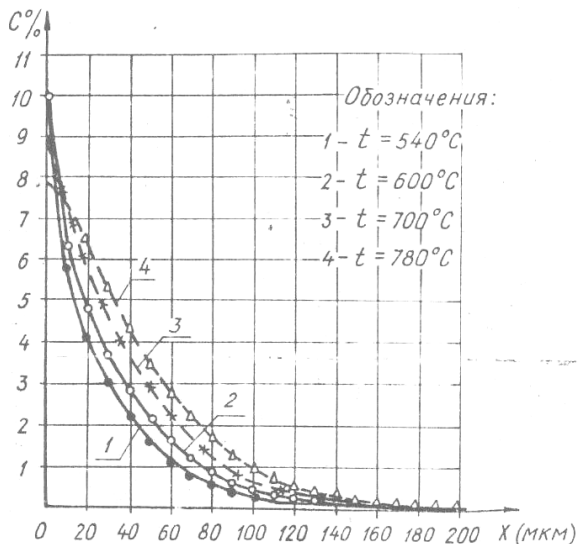


Рис. 2.28. Распределение концентрации азота по глубине азотированного слоя при различных температурах термоактивирования в течение 400 с

Особенно существенное понижение твердости поверхностного слоя будет происходить в случае отсутствия на поверхности барьерного слоя, когда возможна диффузия азота не только внутрь металла, но и в окружающую среду.

2.5. Исследование перераспределения азота, изменений фазового состава и микротвердости в азотированном слое при термоактивировании и нитрозакалке

Исследования проводились на образцах из стали ШХ15, имеющих форму призмы с размерами $12 \times 12 \times 60$ мм и дисков толщиной 4 мм и внутренним диаметром 20 мм. Образцы предварительно подвергались шлифованию по боковым плоским поверхностям и имели шероховатость 10 класса чистоты. Перед азотированием контролировался химический состав, микроструктура и микротвердость образцов. Образцы азотировались в тлеющем разряде в безводородных средах (смесь азота и аргона) по пяти различным режимам (табл. 2.12).

Таблица 2.12

Режимы ионного азотирования образцов из стали ШХ15

| Режим | Параметры ионного азотирования | | | |
|-------|--------------------------------|-------------------|-------------------------|--|
| | Температура, °С | Давление p , Па | Состав среды, об. % | Продолжительность насыщения τ , мин |
| 1 | 540 | 67 | 25N ₂ + 75Ar | 480 |
| 2 | 580 | 67 | 25N ₂ + 75Ar | 240 |
| 3 | 540 | 67 | 75N ₂ + 25Ar | 480 |
| 4 | 580 | 250 | 25N ₂ + 75Ar | 480 |
| 5 | 540 | 67 | 25N ₂ + 75Ar | 60 |

Азотированные образцы подвергались различным способам термического воздействия с целью выяснения влияния термоактивирования на изменение физико-механических характеристик и фазового состава азотированных слоев.

В частности часть призматических образцов подвергалась закалке по режиму: нагрев в расплаве солей (50 % KCl и 50 % NaCl) до температуры 860 °С, выдержка 25 мин, охлаждение в масле при температуре 30–60 °С, отпуск при 160 °С на протяжении 60 мин. Вторая часть призматических образцов подвергалась отжигу по режиму: нагрев в тлеющем разряде в среде аргона до температуры 860 °С, выдержка 25 мин при данной температуре, медленное остывание в вакууме в среде аргона.

Дисковые образцы, которые в последствии испытывались на контактную усталость, подвергались после ионного азотирования закалке по следующему режиму: нагрев в расплаве солей (50 % KCl и 50 % NaCl) до температуры 860 °С, выдержка при данной температуре с различной продолжительностью 10, 7 и 5 мин, охлаждение в масле при температуре 30–60 °С, отпуск при 160 °С на протяжении 30 мин.

После ионного азотирования и термоактивирования проводились исследования микроструктуры, фазового и химического составов, микротвердости на поверхности и по глубине азотированного слоя с применением микроскопа ММР-2Р и рентгеновского аппарата ДРОН-3 и микротвердомера ПМТ-3.

В таблице 2.13 и на рис. 2.29, А приведены результаты микроструктурного, рентгенструктурного и химического анализа поверхностного слоя дисковых образцов из стали ШХ15 после ионного азотирования по различным режимам (см. табл. 2.12), из которых видно, что в зависимости от режима ионного азотирования полу-

чены различные характеристики азотированного слоя как по твердости, так и по структуре, фазовому составу и концентрации азота в поверхностном слое.

Таблица 2.13

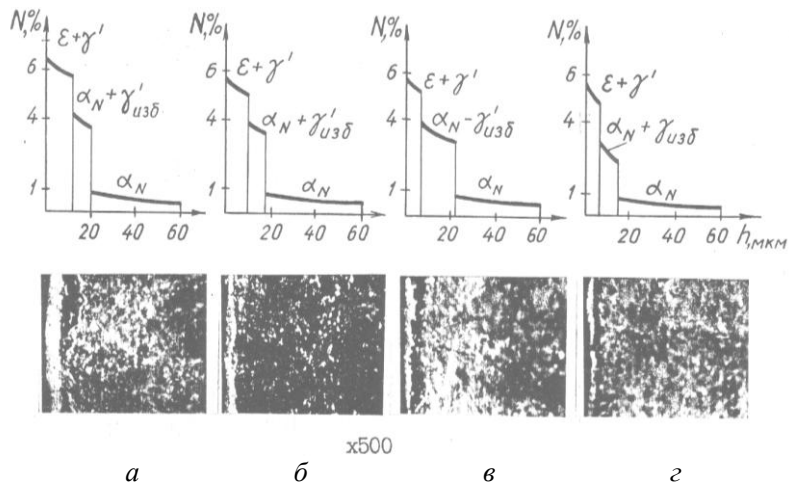
Результаты микроструктурного, рентгенотруктурного и химического анализа образцов из стали ШХ15 после ионного азотирования

| Режим | Микротвердость на поверхности образца, МПа | Глубина азотированного слоя, мкм | Глубина нитридной зоны, мкм | Фазовый состав поверхностного нитридного слоя, % | | | Концентрация азота в поверхностном и нитридном слое, % в массе |
|-------|--|----------------------------------|-----------------------------|--|-----------------|----------------|--|
| | | | | ϵ -фаза | γ' -фаза | α -фаза | |
| 1 | 9180 | 350 | 13 | 40 | 50 | 10 | 6,4 |
| 2 | 8360 | 280 | 11 | 22 | 60 | 18 | 5,9 |
| 3 | 8240 | 340 | 8 | 20 | 60 | 20 | 5,8 |
| 4 | 7280 | 320 | 3 | – | 40 | 60 | 5,1 |
| 5 | 8100 | 180 | 5 | 10 | 50 | 40 | 5,6 |

При нагреве под закалку и соответствующей выдержке азотированных образцов при температуре закалки формирование диффузионного слоя происходит в соответствии с диаграммой железо-азот, при этом в слое образуется азотистый аустенит γ' . Этот процесс сопровождается частичным распадом метастабильных нитридных фаз и в первую очередь ϵ -фазы с выделением азота. Микроструктурно трансформированный слой характеризуется большей по сравнению с исходным слоем травимостью и отсутствием четко выраженной границы, отделяющей его от зоны внутреннего азотирования (рис. 2.29, Б). При температуре закалки проникновение азота в глубину металла облегчается, поэтому содержание азота в зоне внутреннего азотирования за счет высвободившегося из поверхностного слоя азота возрастает. Таким образом, структура азотированного слоя, сформировавшегося при температуре закалки, может быть представлена в следующем виде: $\alpha \rightarrow \alpha_N \rightarrow \gamma_N \rightarrow \gamma'$.

При большой выдержке при температуре закалки распад метастабильных нитридных фаз интенсифицируется и освобожденный азот может диффундировать не только в глубину металла, но и в окружающую среду при отсутствии барьеров.

А – после ионного азотирования



Б – после нитрозакалки

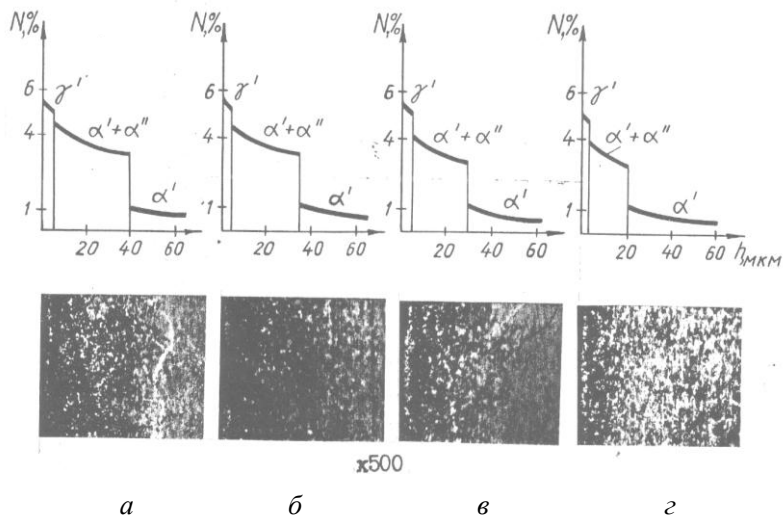


Рис. 2.29. Микроструктура, фазовый состав и концентрация азота стали ШХ15 после ионного азотирования по режимам: а) 1; б) 2; в) 3; г) 5 и нитрозакалки с нагревом до 860 °С, выдержкой 7 мин и отпуском при 160 °С

В этом случае концентрация азота и углерода на поверхности уменьшается, что вызывает понижение микротвердости поверхностного слоя (рис. 2.30). Медленное охлаждение азотированного слоя от температуры закалки приводит к распаду азотистого аустенита, в результате чего не происходит существенного увеличения микротвердости азотированного слоя даже при увеличении концентрации азота. Это видно из рис. 2.30 при нагреве и медленном охлаждении азотированного слоя в среде аргона (кривая 3).

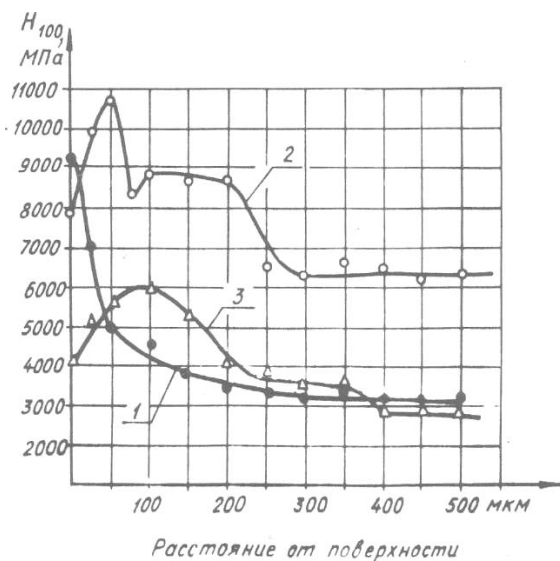


Рис. 2.30. Изменение микротвердости по глубине азотированного слоя стали ШХ15 (образец $12 \times 12 \times 50$ мм): 1 — после ионного азотирования по режиму 1 (среда 25 об. % N_2 + 75 об. % Ar, $t = 540$ °С, $p = 67$ Па, $\tau = 480$ мин); 2 — ионное азотирование по режиму 1, нагрев в расплаве солей до 860 °С, выдержка 25 мин, закалка в масле, отпуск при 160 °С 1 час (нитрозакалка); 3 — азотирование по режиму 1, нагрев в тлеющем разряде в среде аргона до температуры 860 °С, выдержка 25 мин и медленное охлаждение в вакууме в среде аргона

При быстром охлаждении (закалке) распада азотистого аустенита (γ_N) не происходит и в слое образуется азотистый мартенсит с тетрагональной объемноцентрированной решеткой (α'). При отпуске возможно образование α' -фазы ($Fe_{16}N_2$), имеющей искаженную гранецентрированную решетку. В конечном итоге в результате ионного

азотирования, последующей закалки и отжига на стали ШХ15 формируется трехслойная структура (см. рис. 2.29, В), верхний слой которой представляет очень тонкую (не более 5 мкм) полоску частично распавшегося нитридного слоя – обедненной азотом γ' -фазы. Средний слой легко определяется как наиболее темнотравящийся участок и представляет собой двухфазную область ($\alpha' + \alpha''$) толщиной 20–40 мкм. Нижний, наиболее развитый слой, выявляемый по слабой травимости, соответствует азотистому мартенситу (α'_N). Микротвердость азотированного слоя высокая (рис. 2.30, кривая 2). Структуру нитрозакаленного слоя в этом случае можно записать в такой форме: $\alpha' \rightarrow \alpha'_N \rightarrow \alpha'_N + \alpha'' \rightarrow \gamma'$.

Если придерживаться принятой классификации [240], то средний и нижний слои представляют собой зону внутреннего азотирования. На характер распределения микротвердости по глубине после нитрозакалки и ее величину большое влияние оказывают режимы ионного азотирования и последующей закалки, что наглядно видно из рис. 2.31 и 2.32. Наибольшая твердость достигнута после нитрозакалки с предварительным азотированием по режиму 1. При этом максимум микротвердости находится на глубине 25–30 мкм и составляет 10500 МПа.

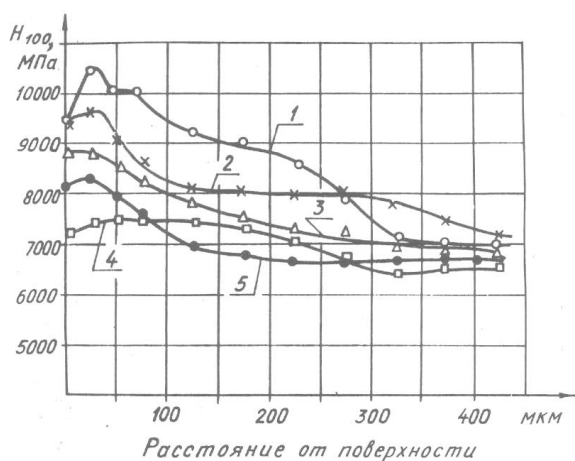


Рис. 2.31. Изменение микротвердости по глубине образца (толщина 4 мм) из стали ШХ15 после нитрозакалки с нагревом до 860 °С, выдержкой 7 мин и отпуском 160 °С с предварительным ионным азотированием по режимам 1–5

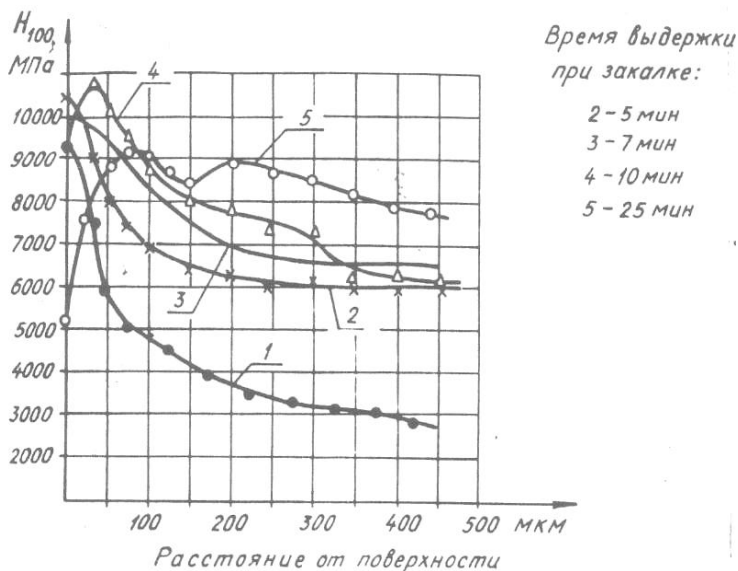


Рис. 2.32. Изменение микротвердости по глубине образцов (толщиной 4 мм) из стали ШХ15 предварительно азотированных по режиму I и подвергнутых различной термообработке: 1 – без термообработки, 2–5 – закалке с различной выдержкой 5; 7; 10 и 25 мин при температуре 860°C, охлаждением в масле и отпуском при 160 °C в течении 30 мин

Минимальная микротвердость получена при предварительном азотировании по режиму 4 и составляет 7400 МПа (рис. 2.31). При этом имеет место минимальный градиент изменения микротвердости по глубине.

Изменение продолжительности выдержки при температуре закалки от 5 до 25 мин в процессе нитрозакалки дисковых образцов толщиной 4 мм позволило существенно изменить величину и характер распределения микротвердости на поверхности и по глубине образцов (рис. 2.32). При минимальной выдержке 5 мин в результате образования азотистого мартенсита повысилась твердость образца на поверхности и по глубине. Однако градиент изменения микротвердости по глубине самый большой из рассматриваемых режимов ввиду того, что при данной температурной выдержке выделилось небольшое количество азота от распада метастабильных нитридных фаз и он, диффундировав в глубину металла, не обес-

печил достаточную концентрацию для повышения микротвердости по глубине образца.

С увеличением времени выдержки процессы вычлнения азота от распада нитридных фаз и его диффузия вглубь усиливается, в результате чего повышается микротвердость (уменьшается градиент твердости) по глубине образца. При больших выдержках кроме диффузии азота вглубь металла происходит его диффузия в откружающую среду, что приводит к резкому падению микротвердости на поверхности металла (рис. 2.32, кривая 5). Поэтому существует оптимальное время выдержки при температуре закалки, которое обеспечивает необходимую величину и характер распределения микротвердости в образце. Следует отметить, что время выдержки при температуре закалки зависит от толщины детали и увеличивается с увеличением последней.

Выводы по главе

На основании проведенных исследований можно сделать следующие выводы и обобщения:

1. Ионное азотирование в безводородных средах является эффективным технологическим процессом поверхностного упрочнения, позволяющим изменять в широких пределах физико-механические характеристики (микротвердость до 16000 МПа, глубину азотированного слоя до 400 мкм, градиент свойств по глубине и др.), концентрацию азота на поверхности до получать покрытая с различным фазовым составом (α -, γ' - и ϵ -фазы) с нитридной зоной и без нее в зависимости от четырех основных технологических параметров (температуры, давления, состава насыщающей среды и продолжительности процесса).

2. Применение безводородных насыщающих сред (смесей азота с аргоном) в процессе ионного азотирования изменяет энергетику процесса, влияет на его кинетику и свойства диффузионного слоя, повышая его пластичность и исключая водородное охрупчивание. Замена водорода на аргон в смеси азота с аргоном приводит к ускорению диффузии азота в металл за счет увеличения пластической деформации и количества дефектов в поверхностном слое, возникающих при бомбардировке поверхности более тяжелыми (40 раз) ионами аргона. Примеси кислорода (более 0,01 %) в газовой среде приводят к снижению скорости насыщения поверхности

азотом за счет снижения количества ионов атомарного азота и появления на поверхности пленки окислов. При концентрации кислорода $> 0,8-0,9$ % диффузия азота в металл резко уменьшается и азотирование практически прекращается.

3. Зависимости толщины и микротвердости азотированного слоя от процентного содержания аргона в насыпающей азотаргоновой смеси имеют экстремальный характер, при этом положение максимума определяется структурой и химическим составом стали. Содержание аргона, при котором наблюдается максимум значения толщины азотированного слоя, увеличивается с повышением концентрации легирующих элементов в стали.

4. Легирующие элементы (ванадий, вольфрам, молибден, титан, хром) сталей оказывают существенное влияние на кинетику, физико-механические свойства и фазовый состав азотированных слоев, повышают твердость и снижают их толщину.

5. На кинетику образования и физико-механические свойства азотированных слоев оказывает значительное влияние конфигурация азотируемой поверхности, что необходимо учитывать при разработке технологических процессов азотирования.

6. В азотированных слоях возникают остаточные напряжения сжатия, максимальные значения которых находятся на поверхности, достигают больших величин (720 МПа) и уменьшаются от поверхности в глубину азотированного слоя. Величиной остаточных напряжений можно управлять, варьируя технологическими параметрами процесса азотирования.

7. Применение термоактивирования и последующей закалки азотированных изделий позволяет изменять фазовый состав, концентрацию азота и твердость по глубине азотированного слоя, а также управлять ими за счет изменения технологических режимов ионного азотирования и закалки.

8. Проведенные исследования не дают ответа на вопрос о том, как влияют характеристики азотированного слоя на прочностные и эксплуатационные свойства деталей машин и инструмента. Для решения этого вопроса требуются исследования элементов и экспериментальные исследования с учетом реальных условий нагружения, влияния окружающей среды и напряженно-деформированного состояния конструктивных элементов.

ТЕОРЕТИЧЕСКИЕ ИССЛЕДОВАНИЯ ПУТЕЙ ПОВЫШЕНИЯ ПРОЧНОСТИ И ДОЛГОВЕЧНОСТИ ЭЛЕМЕНТОВ КОНСТРУКЦИЙ С ДИФФУЗИОННЫМИ ПОКРЫТИЯМИ

3.1. Исследования напряженно деформированного состояния в композиции “диффузионное покрытие – основа” численными методами

Среди многочисленных факторов, влияющих на прочность и долговечность элементов конструкций с покрытиями, большое влияние оказывает напряженно деформированное состояние (НДС), которое зависит не только от вида и характера приложенных нагрузок и внешних условий, но и в значительной мере от физико-механических характеристик покрытий и основы (толщин, модулей упругости, твердостей, градиента свойств и др.) и их соотношений (h_n/h_0 , E_n/E_0 , H_n/H_0 , $\sigma_{српн}/\sigma_{ср0}$ и др.). Поэтому изучение зависимости НДС от физико-механических характеристик покрытия и основы является очень важным для разработки рекомендаций по повышению прочности и долговечности элементов конструкций. Исследованиями [50] при рассмотрении НДС композиции “напыленное покрытие – основа” аналитически вскрыты причины разупрочняющего влияния покрытий на материал основы, предложен критерий адгезионно-когезионной равнопрочности, выполнение которого позволит в полной мере использовать как защитные свойства покрытия, так и несущую способность материала основы. Предложены методы создания композиции, основанные на принципах управления соотношения ее механических и геометрических характеристик.

Диффузионные покрытия характеризуются повышенной адгезионной прочностью и переменными свойствами по глубине слоя с уменьшающимися значениями упругих характеристик (модуля Юнга E_n) от максимального значения на поверхности до минимального значения, равного модулю Юнга основы E_0 . Это накладывает свои особенности и усложняет аналитические исследования НДС по сравнению с напыленными покрытиями.

В настоящее время все большее распространение получает моделирование НДС численными методами [362], среди которых наиболее широко апробирован и применяется метод конечных элементов (МКЭ) [363] при расчетах различных деталей машин и конструкций [364], инструмента [365], конструктивных элементов с покрытиями [366]. Создаются новые методы для этих целей, в частности графовая модель упругого тела [367], позволяющие более точно и с меньшими затратами машинного времени проводить исследования НДС конструктивных элементов с покрытиями.

3.2. Постановка краевой задачи и разработка модели элементов конструкций с диффузионным покрытием

Задача формуруется следующим образом: определить в каждой точке рассматриваемой области напряжения, деформации и перемещения, соответствующие принятым расчетным моделям, среды и заданным граничным условиям. Как известно из теории деформируемого твердого тела, поставленная задача сводится к выполнению условий равновесия, неразрывности деформаций и физических соотношений между напряжениями и деформациями, принятыми в используемой модели.

Сформулируем эти условия для плоской задачи в матричной форме, которая, как правило, используется при выполнении расчетов на ЭВМ.

Уравнения равновесия:

$$\frac{\partial \sigma_x}{\partial x} + \frac{\partial \tau_{xy}}{\partial y} = 0, \quad \frac{\partial \tau_{xy}}{\partial x} + \frac{\partial \sigma_y}{\partial y} = 0 \quad (3.1)$$

можно записать и в матричной форме:

$$[B]^T \cdot \{\sigma\} = 0, \quad (3.2)$$

где $\{\sigma\}$ – вектор напряжений;

$[B]^T$ – матрица дифференциального оператора:

$$[B]^T = \begin{bmatrix} \frac{\partial}{\partial x} & 0 & \frac{\partial}{\partial y} \\ 0 & \frac{\partial}{\partial y} & \frac{\partial}{\partial x} \end{bmatrix}. \quad (3.3)$$

Линейные геометрические уравнения Коши, связывающие перемещения $\{u\}$ деформациями $\{\varepsilon\}$,

$$\varepsilon_x = \frac{\partial u}{\partial x}; \quad \varepsilon_y = \frac{\partial V}{\partial y}; \quad \gamma_{xy} = \frac{\partial V}{\partial x} + \frac{\partial u}{\partial y}; \quad (3.4)$$

в матричной записи имеет вид:

$$\{\varepsilon\} = [B] \cdot \{u\}, \quad (3.5)$$

где $\{\varepsilon\}^T = \{\varepsilon_x \cdot \varepsilon_y \cdot \gamma_{xy}\}$; $\{u\}^T = \{u \cdot V\}$.

Физические соотношения упругости деформационной теории пластичности можно представить матричным выражением:

$$\{\sigma\} = [D] \cdot \{\varepsilon\}, \quad (3.6)$$

в котором матрица деформационных параметров $[D]$ для теории упругости принимает значение $[D_e]$. Для плоского деформированного состояния матрица $[D]$ может быть выражена, например, через модуль Юнга E и коэффициент Пуассона ν , или через модуль сдвига G и модуль объемной деформации K :

$$[D_e] = \frac{E}{(1+\nu) \cdot (1-2\nu)} \begin{bmatrix} 1-\nu & \nu & 0 \\ \nu & 1-\nu & 0 \\ 0 & 0 & \frac{1-2\nu}{2} \end{bmatrix}; \quad (3.7)$$

$$[D_e] = \frac{1}{3} \begin{bmatrix} K+4G & K-2G & 0 \\ K-2G & K+4G & 0 \\ 0 & 0 & G \end{bmatrix}. \quad (3.8)$$

Граничные условия можно записать:

$$\{u\} = \{u_s\} \text{ на } S_{(u)} \quad (3.9)$$

$$[A]^T \cdot \{\sigma\} = \{R_s\} \text{ на } S_{(R)} \quad (3.10)$$

Первое уравнение выражает равенство перемещений граничных точек заданным смещением $\{u_s\}$ границы $S_{(u)}$ второе описывает известную связь между внутренними усилиями и нагрузкой, заданной на границе $S_{(R)}$:

$$\begin{aligned}\sigma_x \cdot m + \tau_{xy} \cdot l &= R_x, \\ \tau_{xy} \cdot m + \sigma_y \cdot l &= R_y,\end{aligned}\quad (3.11)$$

В нем m, l – направляющие косинуса нормали площадки:

$$[A]^T = \begin{bmatrix} m & 0 & l \\ 0 & l & m \end{bmatrix}; \quad \{R_S\} = \begin{Bmatrix} R_x \\ R_y \end{Bmatrix}. \quad (3.12)$$

Приведенные выражения позволяют сформулировать граничную задачу для области $OE(0_1, 0_2, 0_3, \dots)$ с границей $SE (S_{(R)}, S_{(u)}, S_{(o)})$, найти $\{\sigma\} = \{\sigma\}(x, y)$; $\{\varepsilon\} = \{\varepsilon\}(x, y)$; $\{u\} = \{u\}(x, y)$. Задача сводится к решению системы матричных уравнений.

Рассмотрим постановку краевой задачи на примере пластинки конечных размеров с диффузионным покрытием (с переменным модулем Юнга E_n по толщине покрытия), полученным методом азотирования. В процессе азотирования на поверхности детали образуется нитридная зона, представляющая собой твердый раствор на базе нитридов Fe_2N , Fe_3N и Fe_4N с различной концентрацией азота [240]. Под нитридной зоной, имеющей сравнительно небольшую толщину (8–10 мкм), располагается зона внутреннего азотирования (α -фаза), которая является преобладающей частью азотированного слоя [278]. Таким образом, азотированный слой можно смоделировать как двухслойное покрытие, состоящее из наружного нитридного слоя h_1 и нижележащего слоя (зоны внутреннего азотирования) h_2 , имеющие переменные модули упругости, соответственно E_1 и E_2 .

Целью настоящих исследований является определение степени влияния толщин h_1 и h_2 модулей упругости E_1 и E_2 и их градиента по глубине азотированного слоя на напряженно-деформированное состояние пластинки при контактном нагружении, изгибе и растяжении. НДС пластинки рассчитывалось методом конечных элементов и методом графов [367]. В процессе исследований толщина нитридной зоны $h_1 = 10$ мкм, а толщина зоны внутреннего азотирования h_2 варьировалась в пределах от 25 до 400 мкм. Модуль упругости основы принимался $E_o = 2 \cdot 10^5$ МПа.

Отношение модулей упругости $K_E = E_1/E_o$ варьировалось в пределах 1–2. При этом модуль упругости зоны внутреннего азотирования E_2 был переменным по толщине и плавно изменяющимся от E_1 к E_o по экспоненциальному закону:

$$E_2 = E_o + (E_1 - E_o) \cdot e^{-\frac{K \cdot y_2}{h_2 - y_2}}, \quad (3.13)$$

где K – коэффициент пропорциональности, зависящий от температуры процесса диффузионного насыщения T , и для условий ионного азотирования получен экспериментально $K = 950/T$;

y_2 – расстояние от нитридной зоны до исследуемой точки в зоне внутреннего азотирования.

Градиент изменения E_2 по глубине равен:

$$\text{grad} = \frac{dE_2}{dy_2} = -K \cdot h_2 \cdot (E_1 - E_o) \cdot e^{-\frac{K \cdot y_2}{h_2 - y_2}} \cdot \frac{1}{(h_2 - y_2)^2}. \quad (3.14)$$

Рассматривалась плоская задача напряженно-деформированного состояния в упругой области. Решение задачи получено в относительных единицах, определяемых коэффициентом K_σ

$$K_\sigma = \sigma_{эн} / \sigma_{зо}, \quad (3.15)$$

где $\sigma_{эн}$, $\sigma_{зо}$ – эквивалентные напряжения в рассматриваемой точке модели при наличии и отсутствии покрытия соответственно.

Эквивалентные напряжения вычислялись по критерию Г.С. Писаренко – А.А. Лебедева [5]

$$\sigma_y = \chi \cdot \sigma_i + (1 - \chi) \cdot \sigma_1, \quad (3.16)$$

$$\chi = \sigma_p / \sigma_c, \quad (3.17)$$

$$\sigma_i = \frac{1}{\sqrt{2}} \cdot \sqrt{(\sigma_1 - \sigma_2)^2 + (\sigma_2 - \sigma_3)^2 - (\sigma_1 - \sigma_3)^2}, \quad (3.18)$$

где σ_1 , σ_2 , σ_3 – главные напряжения; $\sigma_1 \geq \sigma_2 \geq \sigma_3$; σ_p , σ_c – пределы прочности материала при растяжении и сжатии.

3.3. Краевая задача контактного нагружения пластины с диффузионным покрытием

Рассматривалась пластина большой толщины и бесконечной длины с диффузионным покрытием (азотированным слоем), нагруженная нормальной распределенной нагрузкой, изменяющейся по закону $q = 1 - 25X^2$ ($-0,2 \leq X \leq 0,2$) и касательной нагрузкой $\tau = K_\tau \cdot q$, где $K_\tau = \tau/q$ (рис. 3.1).

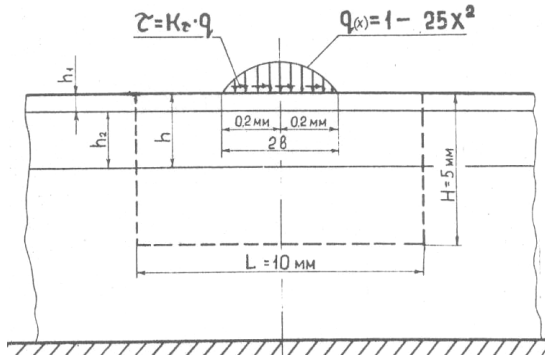


Рис. 3.1. Размеры и условия нагружения исследуемой области пластинки с диффузионным покрытием

Задача решалась в упругой области. Рассматривалось плоское напряженно-деформированное состояние пластины в ограниченной области длиной $L = 10$ мм и высотой $H = 5$ мм. С целью повышения достоверности исследований расчеты НДС проводились двумя методами: МКЭ с применением треугольных элементов и методом графов с применением прямоугольных элементов и с использованием пакета программ “Термоупругость”, разработанного в Институте проблем прочности НАН Украины. Исследуемая область разбивалась на 456 элементов, причем разбиение выполнялось таким образом, что более густая сетка имела место в слоях h_1 , h_2 и непосредственно под нагрузкой (см. рис. 3.2).

Расчеты проведены при $q_{\max} = 4$ МН/м и $K_t = 0; 0,1; 0,25$ и $0,5$.

Предварительные исследования НДС, проведенные МКЭ [368] при $K_t = 0$ показали, что изменение толщины нитридного слоя h_1 приводит к незначительному изменению величины эквивалентных напряжений (до 1 %). Поэтому при дальнейших исследованиях h_1 принималось постоянным и равным 10 мкм.

На рис. 3.3 и 3.4 приведены зависимости эквивалентных напряжений и их составляющих от изменения толщины покрытия h , соотношения модулей упругости K_E и коэффициента K_t , характеризующего величину касательной нагрузки.

Расчеты показали, что максимальные эквивалентные напряжения возникают на поверхности пластины в середине контактной площадки и уменьшаются по мере удаления от середины на периферию площадки и вглубь от поверхности контакта.

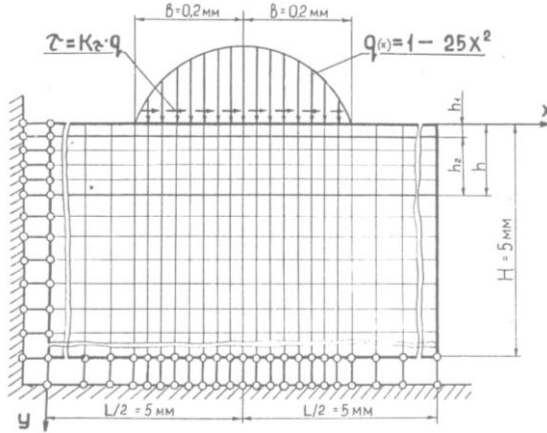


Рис. 3.2. Расчетная схема краевой задачи контактного нагружения пластинки с диффузионным покрытием

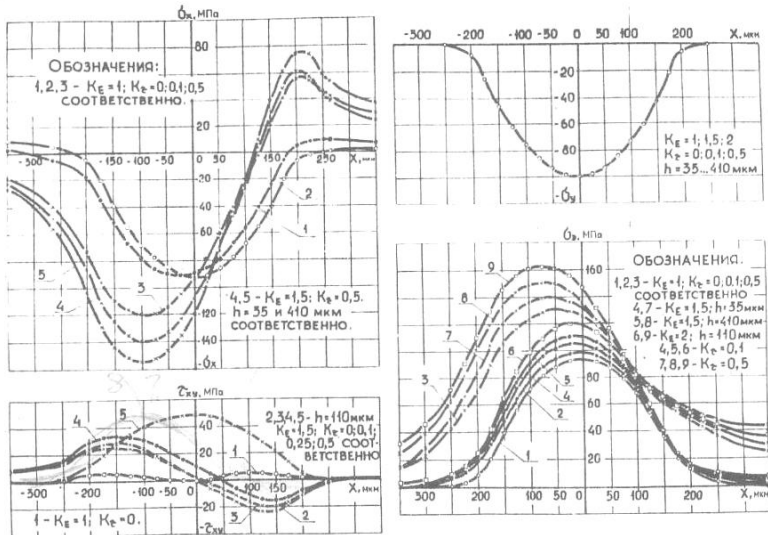


Рис. 3.3. Изменение эквивалентных напряжений на поверхности покрытия и их составляющих в зависимости от характеристик покрытия (h , K_E) и величины касательной нагрузки

Величина эквивалентных напряжений повышается с увеличением толщины покрытия h , отношения модулей упругости покры-

тия и основы K_E , а также коэффициента касательной нагрузки K_τ . Увеличение коэффициента K_τ приводит к смещению максимума эквивалентных напряжений от центра контактной площадки в сторону, противоположную направлению действия касательной нагрузки и тем больше, чем больше K_τ . Анализ составляющих эквивалентных напряжений показывает, что σ_y не зависит от h , K_E и K_τ , в то время как σ_x и τ_{xy} существенно изменяются с изменением данных параметров.

Максимальные значения σ_x возникают на поверхности площадки контакта, возрастают с увеличением h , K_E и K_τ , резко уменьшаются по глубине и тем больше, чем больше K_E и меньше h , т.е. чем больше градиент свойств. Наименьшее значение σ_x^{\max} и степень его уменьшения по глубине возникает в однородном материале без покрытия (рис. 3.4).

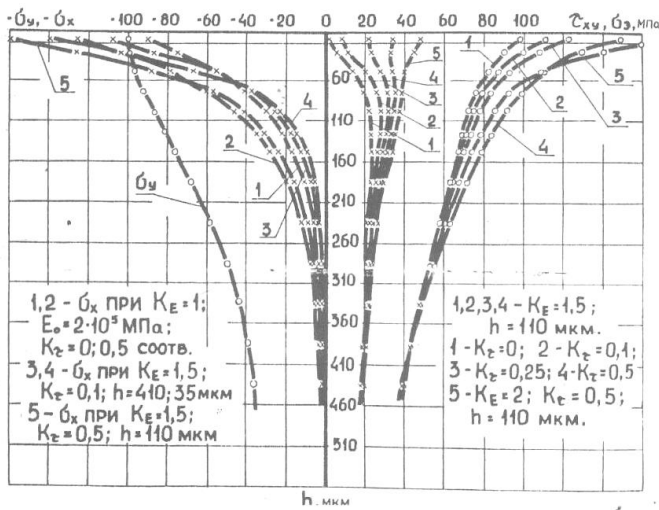


Рис. 3.4. Изменение эквивалентных напряжений и их составляющих по глубине покрытия в центре площадки контакта в зависимости от характеристик азотированного слоя (h , K_E) и величины касательной нагрузки

Увеличение K_τ вызывает смещение σ_x^{\max} от центра площадки контакта в сторону противоположную направлению действия касательной нагрузки. Величина этого смещения незначительная при $K_\tau = 0$, а при $K_\tau = 0,5$ она составляет 0,25 длины площадки контакта.

Максимальные значения τ_{xy} возникают на глубине 0,3 от длины площадки контакта при $K_\tau = 0$ (см. рис. 3.4), что хорошо согласуется с известным решением контактной задачи Герца. При этом расчеты показывают, что h и K_E не оказывают существенного влияния на глубину залегания и величину τ_{xy}^{\max} , а существенное влияние на них оказывает K_τ . С увеличением K_τ возрастает τ_{xy}^{\max} по абсолютной величине, и глубина его залегания приближается к поверхности. При $K_\tau = 0,5\tau_{xy}^{\max}$ находятся на поверхности и в центре площадки контакта (см. рис. 3.3). При меньших значениях K_τ τ_{xy}^{\max} смещаемся от центра площадки контакта к ее периферии.

Влияние характеристик покрытия (толщины h , соотношение модулей упругости K_E , градиента изменения свойств grad) и прикладываемых внешних нагрузок на НДС в покрытии удобно оценивать с помощью безразмерного коэффициента K_τ (3.15), дающего сравнение эквивалентных напряжений в рассматриваемой точке с их значением в материале без покрытия при воздействии идентичных нагрузок. Расчеты показывают (см. табл. 3.1 и 3.2), что наличие диффузионного покрытия приводит к изменению НДС в изделии как на поверхности, так и по глубине.

Таблица 3.1

Значения коэффициента K_τ по глубине пластины с диффузионным покрытием при контактном нагружении в зависимости от параметров K_E и K_τ (глубина покрытия $h = 85$ мкм)

| Расстояние от поверхности H , мкм | $K_E = 1,25$ | | $K_E = 1,5$ | | | | $K_E = 2$ | |
|-------------------------------------|-----------------------|-------|-----------------------|-------|-------|-------|-----------------------|-------|
| | $K_\tau - \text{var}$ | | $K_\tau - \text{var}$ | | | | $K_\tau - \text{var}$ | |
| | 0,1 | 0,5 | 0 | 0,1 | 0,25 | 0,5 | 0,1 | 0,5 |
| 5,0 | 1,062 | 1,06 | 1,121 | 1,120 | 1,118 | 1,116 | 1,251 | 1,251 |
| 22,5 | 1,025 | 1,026 | 1,032 | 1,026 | 1,046 | 1,048 | 1,075 | 1,111 |
| 47,5 | 0,994 | 0,991 | 0,993 | 0,990 | 0,985 | 0,983 | 0,983 | 0,975 |
| 72,5 | 0,995 | 0,982 | 0,994 | 0,992 | 0,980 | 0,974 | 0,987 | 0,955 |
| 97,5 | 0,996 | 0,984 | 0,995 | 0,993 | 0,980 | 0,977 | 0,988 | 0,963 |
| 122,5 | 0,993 | 0,985 | 0,993 | 0,992 | 0,982 | 0,980 | 0,985 | 0,967 |
| 147,5 | 0,992 | 0,987 | 0,989 | 0,988 | 0,987 | 0,987 | 0,979 | 0,969 |
| 185 | 0,991 | 0,988 | 0,988 | 0,987 | 0,988 | 0,988 | 0,978 | 0,970 |
| 235 | 0,992 | 0,989 | 0,986 | 0,984 | 0,986 | 0,988 | 0,973 | 0,971 |
| 285 | 0,991 | 0,988 | 0,987 | 0,986 | 0,988 | 0,990 | 0,972 | 0,973 |
| 335 | 0,992 | 0,989 | 0,989 | 0,984 | 0,987 | 0,989 | 0,965 | 0,974 |
| 385 | 0,993 | 0,990 | 0,991 | 0,985 | 0,987 | 0,990 | 0,974 | 0,975 |
| 435 | 0,993 | 0,992 | 0,993 | 0,986 | 0,990 | 0,994 | 0,974 | 0,978 |

Таблица 3.2

Значения коэффициента K_6 по глубине пластины с диффузионным покрытием при контактном нагружении в зависимости от параметров h и K_3 ; ($K_E = 1,5$)

| Расстояние от поверхности, мкм | $K_3 = 0; h, \text{ мкм}$ | | | | | $K_3 = 0,1; h, \text{ мкм}$ | | | | | $K_3 = 0,5; h, \text{ мкм}$ | | | | |
|--------------------------------|---------------------------|-------|-------|-------|-------|-----------------------------|-------|-------|-------|-------|-----------------------------|-------|-------|-------|--|
| | 35 | 85 | 160 | 410 | 410 | 35 | 85 | 160 | 410 | 410 | 35 | 85 | 160 | 410 | |
| 5,0 | 1,139 | 1,123 | 1,096 | 1,094 | 1,137 | 1,120 | 1,110 | 1,089 | 1,164 | 1,116 | 1,094 | 1,069 | 1,065 | 1,018 | |
| 22,5 | 0,989 | 1,038 | 1,046 | 1,047 | 0,988 | 1,036 | 1,045 | 1,045 | 0,981 | 1,048 | 1,054 | 1,065 | 1,018 | 1,018 | |
| 47,5 | 0,990 | 0,993 | 0,996 | 1,001 | 0,989 | 0,992 | 0,994 | 0,987 | 0,973 | 0,983 | 1,007 | 1,018 | 1,018 | 1,018 | |
| 72,5 | 0,993 | 0,994 | 0,995 | 0,985 | 0,992 | 0,993 | 0,995 | 0,982 | 0,986 | 0,974 | 0,987 | 1,002 | 1,002 | 1,002 | |
| 97,5 | 0,992 | 0,991 | 0,990 | 0,980 | 0,992 | 0,992 | 0,990 | 0,982 | 0,993 | 0,982 | 0,982 | 0,992 | 0,992 | 0,992 | |
| 122,5 | 0,990 | 0,987 | 0,986 | 0,980 | 0,991 | 0,988 | 0,987 | 0,982 | 0,995 | 0,984 | 0,979 | 0,985 | 0,985 | 0,985 | |
| 147,5 | 0,989 | 0,986 | 0,983 | 0,982 | 0,990 | 0,987 | 0,982 | 0,984 | 0,997 | 0,987 | 0,980 | 0,983 | 0,983 | 0,983 | |
| 185,0 | 0,990 | 0,985 | 0,980 | 0,984 | 0,989 | 0,984 | 0,978 | 0,978 | 0,999 | 0,988 | 0,981 | 0,979 | 0,979 | 0,979 | |
| 235,0 | 0,991 | 0,986 | 0,985 | 0,984 | 0,992 | 0,986 | 0,980 | 0,973 | 0,998 | 0,988 | 0,981 | 0,976 | 0,976 | 0,976 | |
| 285,0 | 0,992 | 0,986 | 0,982 | 0,980 | 0,993 | 0,986 | 0,979 | 0,970 | 1,000 | 0,990 | 0,981 | 0,973 | 0,973 | 0,973 | |
| 335,0 | 0,991 | 0,986 | 0,982 | 0,984 | 0,992 | 0,985 | 0,979 | 0,969 | 1,000 | 0,989 | 0,983 | 0,972 | 0,972 | 0,972 | |
| 385,0 | 0,992 | 0,987 | 0,981 | 0,987 | 0,993 | 0,986 | 0,980 | 0,969 | 1,000 | 0,990 | 0,983 | 0,972 | 0,972 | 0,972 | |
| 435,0 | 0,993 | 0,987 | 0,981 | 0,989 | 0,994 | 0,986 | 0,980 | 0,969 | 1,000 | 0,995 | 0,986 | 0,973 | 0,973 | 0,973 | |

При отрицательном градиенте свойств в покрытии ($K_E > 1$) эквивалентные напряжения на поверхности превышают их значения для однородного материала ($K_\sigma > 1$) и тем больше, чем больше K_E и меньше толщина диффузионного слоя, т.е. чем больше отрицательный градиент свойств покрытия. При движении вглубь от поверхности K_σ уменьшается и на определенной глубине получает значения меньше 1, что свидетельствует об уменьшении эквивалентных напряжений в этих точках по сравнению с однородным материалом, т.е. происходит разгрузка.

Степень разгрузки тем больше, чем больше K_E и меньше h (рис. 3.5). Следует отметить, что величина этой разгрузки незначительна и ее максимальное значение для покрытия с $h = 85$ мкм, $K_E = 2,0$ при $K_\tau = 0,1$ составляет 5 %.

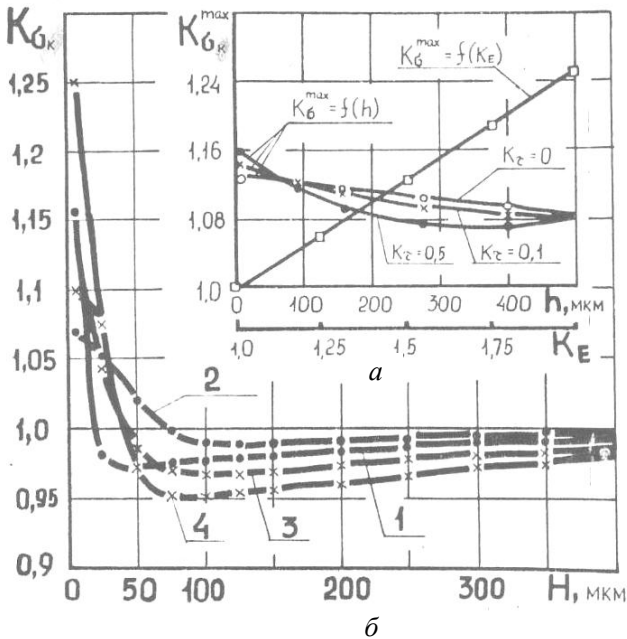


Рис. 3.5. Зависимость K_{σ_k} от параметров покрытия:
 а) распределение K_{σ_k} по глубине покрытия:
 1 – $h = 85$ мкм; 2 – $h = 410$ мкм при $K_E = 1,5$ и $K_\tau = 0,5$; 3 – $K_E = 1,5$;
 4 – $K_E = 2$ при $h = 85$ мкм; б) максимальных значений $K_{\sigma_k}^{\max}$

Максимальное значение K_{σ}^{\max} возникает на поверхности покрытия и характер его зависимости от K_E и h показан на рис. 3.5, б, из которого видно, что $K_{\sigma k}$ уменьшается с уменьшением K_E и увеличением h . В результате аппроксимации данных кривых получены следующие зависимости:

$$K_{\sigma k}^{\max} = 1 + 0,125K_E, \quad (3.19)$$

$$K_{\sigma k}^{\max} = 1,134 - 0,1h + (0,1 - h^2)K_{\tau}^{8/5} e^{hK_{\tau}}. \quad (3.20)$$

На рис. 3.6 приведены зависимости $K_{\sigma k}^{\max}$ в покрытии и основе от градиента свойств. При отрицательном градиенте свойств в покрытии происходит разгрузка основы за счет большей нагруженности покрытия, в то время как при положительном градиенте свойств в покрытии происходит увеличение напряжений в основе и их снижение в покрытии по сравнению с однородным материалом.

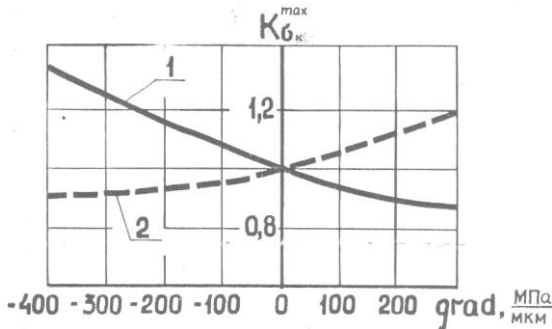


Рис. 3.6. Зависимость $K_{\sigma k}^{\max}$ от градиента свойств покрытия:
1 – покрытие; 2 – основе

Анализ проведенных исследований НДС пластины с диффузионным покрытием при контактном нагружении показал, что с целью снижения эквивалентных напряжений необходимо стремиться к увеличению толщины покрытия, снижению коэффициента K_E и уменьшению градиента свойств в покрытии за счет повышения модуля упругости и твердости основы.

3.4. Изгиб пластины конечных размеров с двухсторонним диффузионным покрытием

Рассматривалась плоская задача НДС при изгибе консольной пластины длиной L толщиной $2H$ при приложении касательной равномерно распределенной нагрузки τ в поперечном сечении пластины в конце балки, равнодействующая которой $P = 2H\tau$ (рис. 3.7). Напряженно-деформированное состояние исследовалось методом графов [367] с применением пакета программ, разработанного в ИПП АН Украины. Исследуемая модель разбивалась на 480 прямоугольных элементов. Расчеты на ЭВМ проводились при следующих значениях параметров пластины: $L = 4000$ мкм; $2H = 720$ мкм; $\tau = 100$ Н/мм; $E_o = 2 \cdot 10^5$ МПа; $h_1 = 10$ мкм. Значения h_2 и E_1 изменялись в пределах: $h_2 = 25\text{--}300$ мкм; $E_1 = 2 \cdot 10^5 - 4 \cdot 10^5$ МПа. Конечные результаты анализировались в безразмерных величинах: K_σ (2.15), $K_E = E_1/E_o$ и $K_h = h/H$, где $h = h_1 + h_2$ толщина диффузионного покрытия.

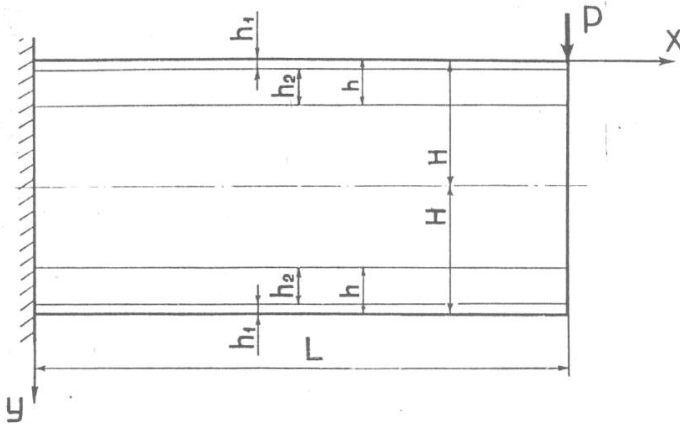


Рис. 3.7. Расчетная схема изгиба пластины с двухсторонним диффузионным покрытием

Исследования показывают, что наличие диффузионного покрытия вызывает перераспределение эквивалентных напряжений по поперечному сечению, повышая их значения на поверхности и снижая в основе по сравнению с их значениями в однородном материале. На характер распределения эквивалентных напряжений су-

щественное влияние оказывают толщина и модуль упругости покрытия (рис. 3.8).

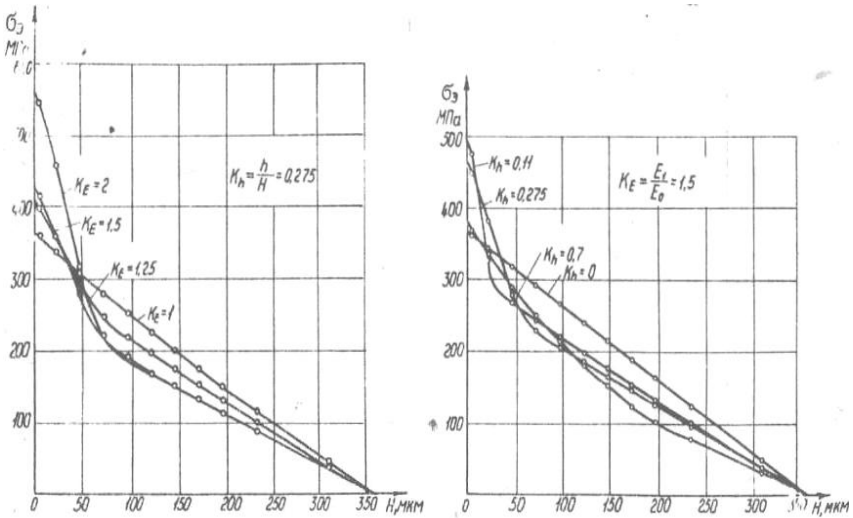


Рис. 3.8. Изменение эквивалентных напряжений изгиба по глубине пластины с диффузионным покрытием при различных значениях K_E и K_h

На рис. 3.9 и 3.10 показаны изменения коэффициента напряжений $K_{\sigma_{\text{си}}}$ по глубине пластины при различных значениях K_E и h , а также зависимости $K_{\sigma_{\text{си}}}^{\text{max}}$ от K_E и h , из которых видно, что $K_{\sigma_{\text{си}}}$ имеет максимальное значение больше 1 на поверхности и постепенно уменьшается по глубине, достигая значений меньших 1, т.е. происходит разгрузка в данных точках сечения. $K_{\sigma_{\text{си}}}^{\text{max}}$ уменьшается с уменьшением K_E (см. рис. 3.9) и увеличением K_h (см. рис. 3.10, б).

В диффузионных покрытиях и, в частности, при азотировании, возникают большие остаточные напряжения сжатия [71, 120, 161–164], величиной которых можно управлять, изменяя физико-механические характеристики и фазовый состав покрытия (в т.ч. h и E_1) технологическими средствами [240, 381–383].

Учет остаточных напряжений (см. рис. 3.11, в) меняет картину НДС при изгибе, так как суммарные напряжения в растянутых волокнах уменьшаются, а в сжатых – увеличиваются (рис. 3.11, з).

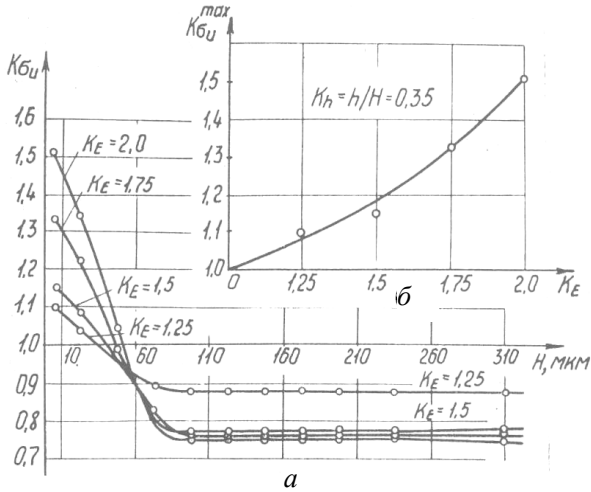


Рис. 3.9. Влияние параметров диффузионного покрытия на коэффициент изменения напряжений при изгибе пластины:
 а) изменение $K_{\sigma U}$ по глубине пластины при различных H ;
 б) зависимость $K_{\sigma U}^{max}$ от K_E

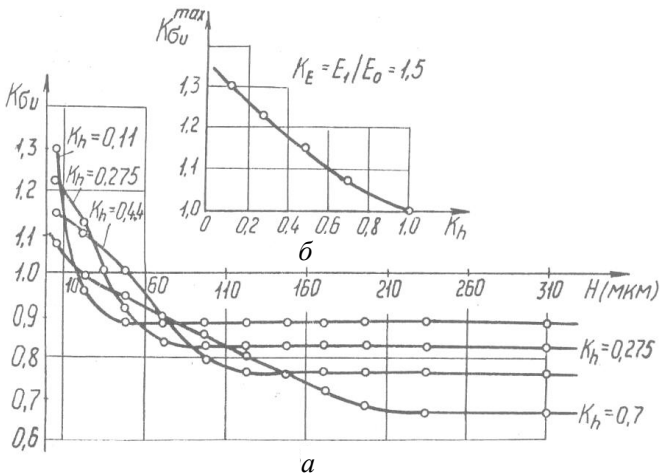


Рис. 3.10. Влияние параметров диффузионного покрытия на коэффициент изменения напряжений при изгибе пластины:
 а) изменение $K_{\sigma U}$ по глубине пластины H при различных значениях K_h ;
 б) зависимость $K_{\sigma U}^{max}$ от K_h

Условие прочности с учетом остаточных напряжений сжатия запишется:

$$\left. \begin{aligned} \sigma_n^{\max} + \sigma'_o &\leq \sigma_{в.с.п} \\ \sigma_n^{\max} - \sigma'_o &\leq \sigma_{в.р.п} \end{aligned} \right\}, \quad (3.21)$$

где σ_n^{\max} – максимальные эквивалентные напряжения в покрытии при изгибе от воздействия внешней нагрузки;

σ'_o – максимальные остаточные напряжения сжатия в покрытии;

$\sigma_{в.с.п}$, $\sigma_{в.р.п}$ – пределы прочности покрытия при сжатии и растяжении.

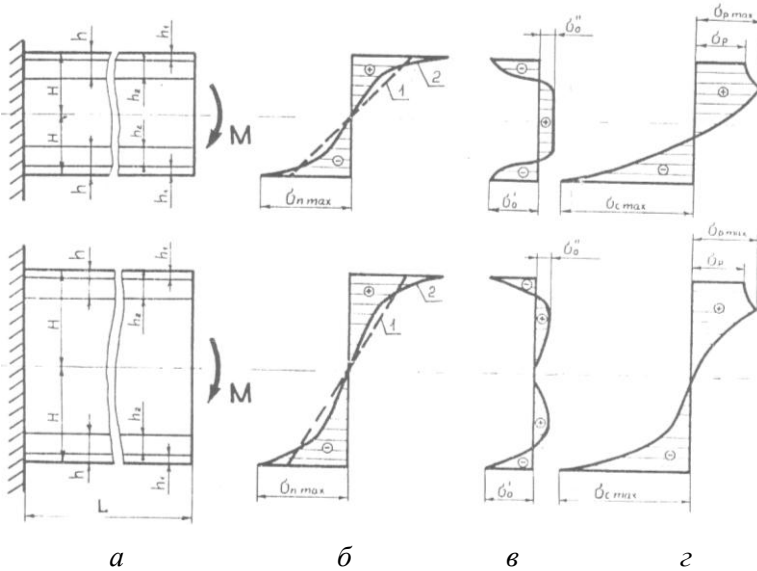


Рис. 3.11. Характер распределения напряжений при изгибе пластин малой и большой толщин с двухсторонним диффузионным покрытием:

- а) схема нагружения; б) эпюра напряжений от изгиба** (1 – в пластине без покрытия; 2 – с диффузионным покрытием);
- в) эпюра остаточных напряжений в пластине с диффузионным покрытием;**
- г) суммарная эпюра напряжений**

Для предельного состояния, вычитая второе уравнение из первого (3.21), получим:

$$2\sigma'_o = \sigma_{\text{в.с.п.}} - \sigma_{\text{в.р.п.}}. \quad (3.22)$$

Используя константу материала $\chi = \frac{\sigma_{\text{в.р.п.}}}{\sigma_{\text{в.с.п.}}}$ [5] применительно к диффузионному покрытию, и подставляя ее в выражение (3.22), получим:

$$\sigma'_o = \frac{\sigma_{\text{в.р.п.}}(1 - \chi)}{2\chi}. \quad (3.23)$$

При данном значении остаточных напряжений достигается равнопрочность растянутых и сжатых волокон поперечного сечения при изгибе конструкционных элементов и достигается максимальная несущая способность последних.

Таким образом, проведенные исследования показали, что снижение эквивалентных напряжений в конструкционных элементах при изгибе достигается при уменьшении отношения модуля упругости покрытия к модулю упругости основы и увеличении толщины покрытия. Максимальное повышение несущей способности конструкционного элемента достигается при оптимальном значении остаточных напряжений сжатия в покрытии.

3.5. Растяжение пластины с двухсторонним диффузионным покрытием

Рассматривалось плоское напряженное состояние при растяжении пластины толщиной $2H$ и длиной L с двухсторонним диффузионным покрытием при приложении равномерно распределенной нагрузки q (см. рис. 3.12). Исследовалось влияние характеристик покрытия (модуля упругости и толщины), выраженных через коэффициенты K_E и K_b , на напряженно-деформированное состояние пластины с применением графовой модели. Размеры и количество элементов модели, геометрические размеры пластины и диапазон изменения характеристик покрытия принимались аналогичными, как и для исследований изгиба пластины, описанные ранее.

Расчеты показали, что при растяжении, так же как и при изгибе пластины с диффузионным покрытием, модуль упругости и толщина покрытия оказывают большое влияние на НДС, вызывая перераспределения напряжений между покрытием и основой (см. рис. 3.13 и 3.14).

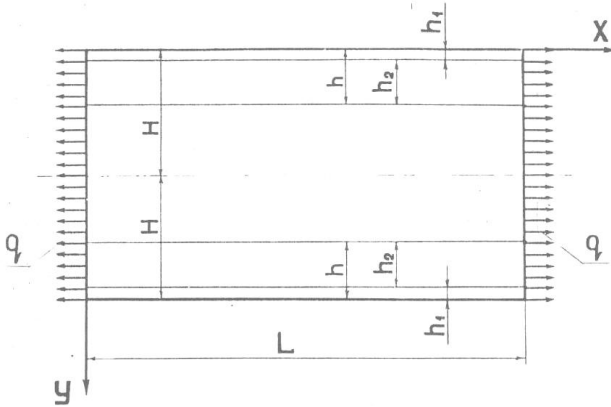


Рис. 3.12. Расчетная схема растяжения пластины с двухсторонним диффузионным покрытием

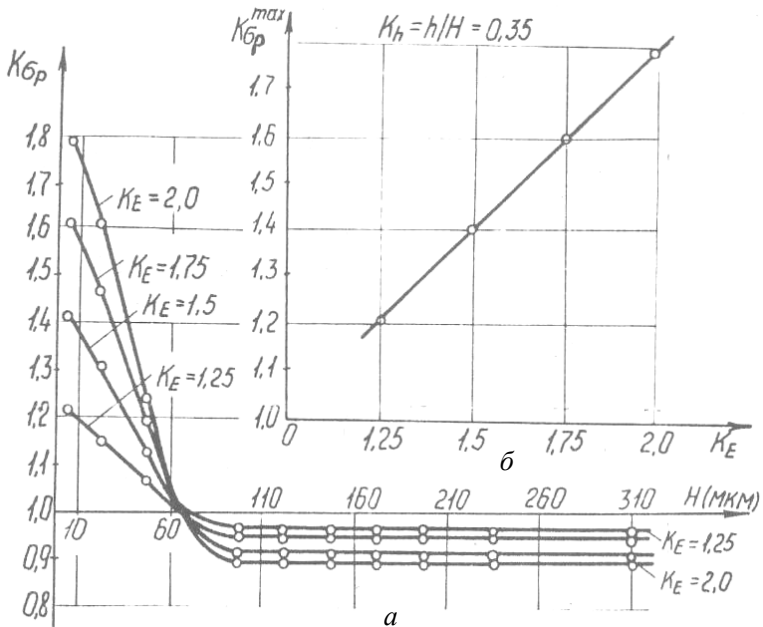


Рис. 3.13. Влияние параметров диффузионного покрытия на коэффициент изменения напряжений при растяжении:
 а) изменение K_{σ} по глубине H пластины с диффузионным покрытием при различных K_E ; б) зависимость K_{σ}^{max} от K_E

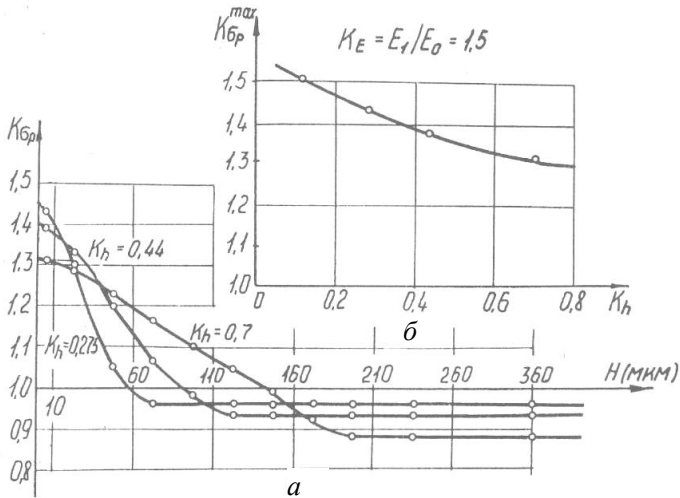


Рис. 3.14. Влияние параметров диффузионного покрытия на коэффициент изменения напряжений при растяжении:
а) изменение K_{sp} по глубине пластины при различных K_h ;
б) зависимость K_{sp}^{max} от K_h

Максимальные напряжения возникают на поверхности покрытия, величина которых в 1,8 раза выше при $K_E = 2,0$ и 1,2 раза выше при $K_E = 1,25$ по сравнению с их значением в пластине без покрытия. При перемещении в глубь от поверхности пластины напряжения уменьшаются и на глубине 0,6 от толщины покрытия становятся равными напряжениям, возникающим в пластине при отсутствии покрытия ($K_{sp} = 1$).

При дальнейшем движении в глубь K_{sp} получает значения меньше 1, которые после достижения определенных значений остаются постоянными, но разными для различных K_E . Степень разгрузки основы тем выше, чем выше значения K_E и при $K_E = 2$, разгрузка основы составляет 12 % ($K_h = 0,35$), см. рис. 3.13, а.

Изменение величины K_{su}^{max} в зависимости от K_E происходит по прямо пропорциональной зависимости (рис. 3.13, б) и свидетельствует о том, что с ростом K_E растут максимальные напряжения при нанесении покрытий на одну и ту же основу.

Исследования показывают, что максимальные эквивалентные напряжения уменьшаются с ростом толщины покрытия при

постоянстве толщины пластины и, наоборот, увеличиваются с ростом толщины пластины при постоянной толщине покрытия. Поэтому при анализе напряженно-деформированного состояния растянутой пластины с покрытием удобно пользоваться зависимостью K_σ от K_h . Приведенные на рис. 3.15 зависимости показывают, что с ростом K_h уменьшаются величина коэффициента $K_{\sigma p}^{\max}$ и градиент его изменения по глубине. При этом увеличивается степень разгрузки основы.

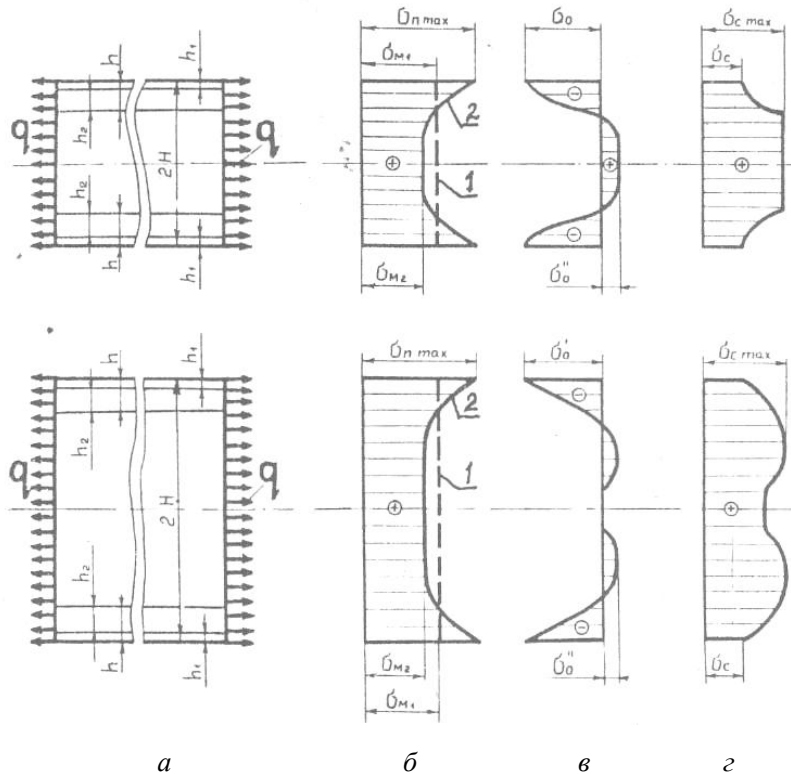


Рис. 3.15. Характер распределения напряжений при растяжении пластины с диффузионным покрытием:
а) схема нагружения; б) напряжения от растягивающей нагрузки при отсутствии (1) и наличии покрытия (2);
в) остаточные напряжения в пластине с диффузионным покрытием;
г) суммарные напряжения

Учет остаточных напряжений, возникающих в диффузионном покрытии и его основе (см. рис. 3.15, *в*) показывает, что при определенной их величине суммарные напряжения могут иметь максимальные значения меньшие по сравнению с их значениями при неупрочненной пластине (рис. 3.15, *з*). Следовательно, появляется возможность снижения уровня напряжений в пластине и повышения ее нагрузочной способности. Для этого в соответствии с обозначениями рис. 3.15 должны выполняться следующие условия:

$$\begin{aligned} \sigma_n^{\max} - \sigma'_o &< \sigma_{в.с.п}; \\ \sigma_{M2} - \sigma''_o &< \sigma_{в.р.м}. \end{aligned} \quad (3.24)$$

Отсюда

$$\begin{aligned} \sigma'_o &> \sigma_{в.р.п} - \sigma^{\max}; \\ \sigma''_o &< \sigma_{в.р.м} - \sigma_{M2}. \end{aligned} \quad (3.25)$$

Таким образом, проведенные исследования показали, что применение диффузионных покрытий может повысить нагрузочную способность конструктивных элементов при растяжении только при оптимальном значении остаточных напряжений, определяемых из условия (3.25).

Повышение K_E приводит к разгрузке основы и увеличению эквивалентных напряжений на поверхности покрытия. Более эффективным средством повышения несущей способности элементов конструкций является увеличение отношения K_h , вызывающее снижение максимальных напряжений на поверхности покрытия и разгрузку основы. Повышение толщины пластины при постоянной толщине покрытия приводит к снижению K_h и уменьшению эффекта от применения покрытия.

Выводы по главе

Проведенные теоретические исследования показали, что нанесение диффузионных покрытий вызывает существенное перераспределение напряжений по глубине композиции “диффузионное покрытие – основа”, вызывая повышение напряжений в покрытии и снижение в основе. Величина и характер данного перераспределения зависит от физико-механических характеристик составляющих композиции и вида нагрузки.

При оптимальном сочетании физико-механических характеристик основы и покрытия открывается возможность повышения несущей способности конструктивных элементов, критериями которой являются: градиент изменения свойств по глубине покрытия, отношение модулей упругости покрытия и основы, отношение толщины покрытия и основы, остаточные напряжения в композиции. Пути повышения несущей способности следующие:

1) при контактном нагружении – снижение остаточных напряжений сжатия в покрытии, уменьшение градиента свойств по глубине покрытия путем увеличения его толщины, снижения отношения модуля упругости покрытия к модулю упругости основы преимущественно за счет повышения модуля упругости и твердости основы. Решение этой задачи можно достичь путем термоактивирования азотированного слоя до температуры, превышающей температуру диффузионного насыщения, и выдержке при ней;

2) при изгибе – нанесение диффузионных покрытий с оптимальной величиной остаточных напряжений сжатия на поверхности покрытия и максимальной его толщине;

3) при растяжении – нанесением диффузионных покрытий только с оптимальными величинами остаточных напряжений, определяемыми из соотношений (3.25). При этом наибольший эффект от нанесения покрытия достигается при максимальном значении отношения толщины покрытия к толщине основы.

Таким образом, теоретически обоснована концепция о возможности повышения несущей способности и долговечности конструктивных элементов за счет получения максимального эффекта от покрытия путем оптимизации соотношений физико-механических характеристик покрытия и основы. Определены пути и критерии этой оптимизации.

Экспериментальная проверка предложенных критериев и путей повышения прочности и долговечности конструктивных элементов в различных условиях эксплуатации является следующим этапом исследований, которому посвящены последующие главы.

ИССЛЕДОВАНИЕ ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИХ, ЭЛЕКТРОХИМИЧЕСКИХ И ИЗНОСОСТОЙКИХ ХАРАКТЕРИСТИК АЗОТИРОВАННЫХ СТАЛЕЙ

Процесс ионного азотирования оказывает существенное влияние на физико-механические, электрохимические и износостойкостные свойства сталей. Поэтому изучение этого влияния является очень важной задачей.

С этой целью проведены исследования влияния основных технологических параметров ионного азотирования на кратковременную прочность при растяжении, усталость при изгибе и совокупном воздействии изгиба и фреттинга, коррозионную стойкость, износостойкость при трении скольжения и качения, кавитационно-эрозионную стойкость различных сталей.

Технологические параметры процесса ионного азотирования изменялись в пределах: температура насыщения $T = 480\text{--}600^\circ\text{C}$, концентрация аргона в азотаргонной среде – 0–76 об. %, давление $p = 65\text{--}665$ Па, продолжительность процесса $\tau = 20\text{--}480$ мин.

В процессе испытаний проводились металлографические, рентгенструктурные и фрактографические исследования образцов.

С целью рационального проведения опытов и получения достоверной информации применялись математические методы планирования экспериментов (планы первого и второго порядков) и статистические методы обработки результатов экспериментов.

4.1. Исследование прочности и пластичности при растяжении

Исследования имели своей целью определение влияния среды и режимов ионного азотирования на прочностные и пластические характеристики сталей, а также изучение характера разрушения азотированных образцов при кратковременном нагружении.

Исследования проводились на плоских образцах из сталей Ст.3, 40Х, 65Г и 12Х18Н10Т, изготовленных по ГОСТ 9651–73 (ИСО 783–89), которые подвергались ионному азотированию по различным технологическим режимам. Образцы имели длину 75 мм и рабочее сечение 3×3 мм. Исследования проводились на установке ИМАШ 20-78. В процессе экспериментов исследовались следующие характеристики: предел прочности σ_b , предел текучести $\sigma_{0.2}$, предел пропорциональности $\sigma_{пр}$, относительное удлинение δ , относительное сужение ψ , удельная работа разрушения A , а также проводились фактографические исследования процесса разрушения. В процессе исследований замерялись размеры сечения образцов до и после испытаний, осуществлялась запись диаграммы растяжения и видеозапись процесса разрушения. Все опыты проводились при комнатной температуре при скорости передвижения подвижного захвата 0,1 мм/мин и повторялись три раза.

В таблице 4.1 и на рис. 4.1 приведены результаты исследований характеристик прочности и пластичности сталей Ст. 3, 40Х, 65Г и 12Х18Н10Т при испытании на растяжение. Образцы из данных сталей подвергались ионному азотированию в водородсодержащей среде (75 об. % N_2 + 25 об. % H_2) и безводородной азотаргонной среде (75 об. % N_2 + 25 об. % Ar) по следующему режиму: температура азотирования $T = 580^\circ C$; давление среды $p = 240$ Па, продолжительность азотирования $\tau = 4$ часа. Исследования показали, что процесс ионного азотирования оказывает существенное влияние на прочностные и пластические свойства сталей, повышая прочностные характеристики и снижая пластические свойства. Так при ионном азотировании в азотаргонной среде повысилось временное сопротивление образцов из исследуемых сталей на 4–11 % и снизились их пластические характеристики в 1,1–3 раза. Причем, чем меньше степень легирования сталей, тем большее влияние оказывает ионное азотирование на эти характеристики. Так, если для стали 12Х18Н10Т увеличение временного сопротивления составляло 4 %, а снижение относительного удлинения и относительного сужения – около 10 %, то для стали Ст. 3 временное сопротивление увеличилось на 11 %, а пластические характеристики δ и ψ уменьшились в три и более раз.

Сопоставление характеристик прочности и пластичности после ионного азотирования в водородсодержащих и безводородных средах (табл. 4.1) показывает, что присутствие водорода в на-

сыщающей среде приводит к значительному снижению прочности и пластичности малолегированных конструкционных сталей.

Таблица 4.1

Физико-механические характеристики образцов из различных сталей при испытаниях на растяжение до и после ионного азотирования (режим азотирования: $T = 580$ °С, $p = 240$ Па, $\tau = 4$ ч)

| Марка стали | Среда ионного азотирования | Предел прочности σ_6 , МПа | Предел текучести σ_7 , МПа | Относительное удлинение δ , % | Относительное сужение ψ , % | Удельная работа деформации A , МПа |
|-------------|--------------------------------------|-----------------------------------|-----------------------------------|--------------------------------------|----------------------------------|--------------------------------------|
| Ст. 3 | Неазотиров. | 500 | 247 | 30,0 | 60,0 | 105,0 |
| | 75 об. % N_2 + + 25 об. % Ar | 557 | 295 | 10,0 | 25,0 | 51,0 |
| | 75 об. % N_2 + + 25 об. % H_2 | 474 | 338 | 6,0 | 18,0 | 25,0 |
| 40X | Неазотиров. | 560 | 380 | 10,0 | 30,0 | 41,1 |
| | 75 об. % N_2 + + 25 об. % Ar | 623 | 551 | 5,65 | 21,4 | 28,9 |
| | 75 об. % N_2 + + 25 об. % H_2 | 605 | 566 | 3,12 | 6,87 | 15,2 |
| 65Г | Неазотиров. | 700 | 320 | 9,0 | 25,0 | 59,8 |
| | 75 об. % N_2 + + 25 об. % Ar | 744 | 587 | 3,83 | 14,9 | 29,4 |
| | 75 об. % N_2 + + 25 об. % H_2 | 661 | 544 | 2,67 | 10,8 | 16,5 |
| 12X18H10T | Неазотиров. | 520 | 280 | 40,5 | 55,2 | 182,3 |
| | 75 об. % N_2 + + 25 об. % Ar | 551 | 321 | 37,5 | 49,4 | 170,2 |
| | 75 об. % N_2 + + 25 об. % H_2 | 546 | 318 | 36,1 | 45,2 | 156,7 |

Так временное сопротивление образцов из сталей Ст.3 и 65Г после ионного азотирования в водородсодержащей среде соответственно на 17,7 % и 12,5 % ниже по сравнению с его значением после ионного азотирования в безводородной азотаргонной среде и даже ниже по сравнению с неазотированной сталью.

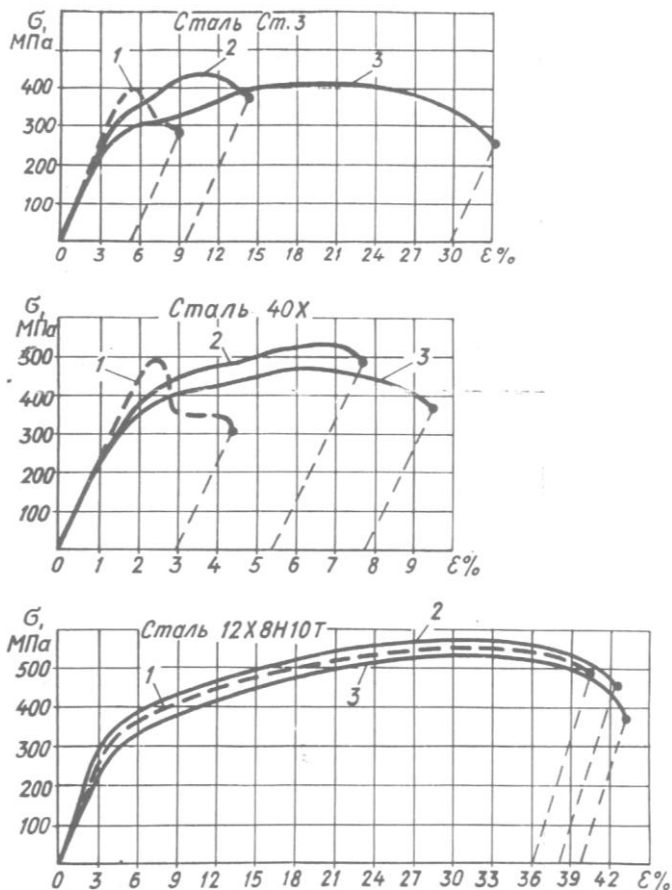


Рис. 4.1. Диаграммы растяжения сталей Ст.3, 40X и 12X18H10T:

- 1 – после ионного азотирования в водородсодержащей среде (75 об. % N_2 + 25 об. % H_2) при температуре 580 °С, давлении 265 Па в течении 4 ч;
- 2 – после ионного азотирования в безводородной среде (75 об. % N_2 + 25 об. % Ar) при температуре 580 °С, давлении 265 Па в течении 4 ч; 3 – неазотированных

Еще большее влияние при ионном азотировании оказывает водородсодержащая среда на снижение пластичности сталей. Так, для сталей Ст. 3, 40X и 65Г, азотированных в водородсодержащей среде, относительное удлинение δ уменьшилось соответственно на

40, 45 и 31 %, а относительное сужение ψ на 28, 68 и 27,5 % по сравнению с их значениями при азотировании в безводородной среде (см. табл. 4.1). Это объясняется вредным влиянием водорода на сталь, связанным с водородным охрупчиванием и водородной коррозией металла, что подтверждает теоретические концепции, выдвинутые в работах [6, 177–181].

Вредное влияние водорода на пластические свойства сталей наглядно видно из рис. 4.1 по удельной работе деформации, представляющей собой площадь диаграммы растяжения в системе координат σ , δ . Расчеты показали (см. табл. 4.1), что удельная работа деформации сталей Ст. 3, 40X, 65Г и 12X18Н10Т, азотированных в водородсодержащей среде, меньше соответственно в 2,1; 1,9; 1,8 и 1,05 раза по сравнению с ее значениями при азотировании в безводородной азотаргонной среде (табл. 4.1). Из приведенных данных видно, что с увеличением степени легирования стали уменьшается вредное влияние водорода на ее механические свойства. Это совпадает с исследованиями [185, 187], рекомендуемыми для защиты металлов от воздействия водорода при повышенных температурах введение в сталь сильных карбидообразующих элементов (хрома, молибдена, ванадия, ниобия и титана), стабилизирующих карбидную составляющую и предупреждающих обезуглероживание стали.

Исследования (см. рис. 4.1) показали, что ионное азотирование повышает предел пропорциональности и предел текучести образцов из различных сталей за счет упрочнения поверхности азотом и его соединениями с железом. Однако это увеличение не превышает 10–15 % и зависит от структуры, химического состава и геометрических размеров испытываемых образцов.

На величину прочности и пластических характеристик сталей большое влияние оказывает режим ионного азотирования. Приведенные в таблице 4.2 данные физико-механических характеристик образцов из сталей 40X и 65Г, азотированных в азотаргонной среде по различным режимам (см. табл. 5.2), показывают, что при варьировании параметрами ионного азотирования прочностные характеристики образцов изменялись в значительных пределах ($\sigma_s = 507,5\text{--}626,3$ МПа, $\sigma_T = 439,1\text{--}588,2$ МПа и $\sigma_{m3} = 383,7\text{--}537,0$ МПа для стали 40X). При этом отклонения имели место как в сторону увеличения, так и в сторону уменьшения по сравнению с неазотированными образцами. Аналогичные результаты получены и для стали 65Г и приведены на рис. 4.2.

Таблица 4.2

**Физико-механические характеристики сталей 40X и 65Г
при испытаниях на растяжение после ионного азотирования
по различным режимам (см. табл. 5.2)**

| Режим азотирования | Предел прочности σ_B , МПа | Предел текучести σ_T , МПа | Предел пропорциональности $\sigma_{пр}$, МПа | Относительное удлинение δ , % | Относительное сужение ψ , % |
|--------------------|-----------------------------------|-----------------------------------|---|--------------------------------------|----------------------------------|
| 1 | 2 | 3 | 4 | 5 | 6 |
| Сталь 40X | | | | | |
| 1 | 556,3 | 487,3 | 436 | 4,39 | 13,23 |
| 2 | 507,0 | 434,5 | 383,7 | 3,22 | 8,9 |
| 3 | 568,7 | 439,1 | 382,7 | 6,13 | 10,97 |
| 4 | 577,7 | 448,6 | 387,0 | 6,13 | 20,4 |
| 5 | 588,7 | 460,4 | 402,3 | 4,92 | 12,31 |
| 6 | 658,7 | 528,3 | 458,6 | 5,06 | 23,3 |
| 7 | 590,2 | 501,6 | 463,0 | 3,43 | 12,86 |
| 8 | 619,7 | 538,2 | 410,7 | 6,79 | 21,8 |
| 9 | 661,7 | 561,4 | 429,7 | 6,47 | 17,8 |
| 10 | 623,6 | 582,1 | 507,7 | 3,69 | 12,1 |
| 11 | 590,0 | 500,0 | 433,0 | 3,6 | 6,4 |
| 12 | 630,6 | 533,3 | 446,6 | 5,74 | 14,1 |
| 13 | 634,0 | 565,6 | 436,0 | 5,14 | 15,3 |
| 14 | 607,7 | 528,8 | 462,0 | 6,32 | 23,1 |
| 15 | 572,0 | 504,5 | 433,0 | 7,1 | 24,3 |
| 16 | 580,3 | 531,3 | 490,0 | 5,77 | 17,5 |
| 17 | 626,3 | 588,2 | 537,0 | 6,90 | 21,4 |
| 18 | 617,7 | 579,6 | 523,8 | 6,73 | 24,3 |
| 19 | 625,6 | 597,8 | 532,0 | 6,38 | 20,87 |
| 20 | 614,1 | 579,6 | 528,1 | 6,29 | 20,35 |
| Сталь 65Г | | | | | |
| 1 | 705,3 | 609,1 | 509,3 | 3,00 | 13,87 |
| 2 | 731,3 | 590,4 | 463,0 | 4,89 | 22,13 |
| 3 | 754,7 | 624,5 | 459,0 | 3,00 | 12,07 |
| 4 | 729,3 | 593,3 | 507,3 | 4,94 | 19,87 |
| 5 | 713,7 | 580,6 | 472,0 | 2,38 | 12,93 |
| 6 | 776,0 | 642,2 | 505,0 | 4,43 | 19,33 |
| 7 | 743,0 | 594,7 | 498,3 | 4,05 | 15,03 |
| 8 | 755,0 | 601,6 | 447,7 | 4,89 | 20,97 |
| 9 | 759,0 | 606,6 | 540,3 | 5,72 | 19,00 |

Продолжение таблицы 4.2

| <i>1</i> | <i>2</i> | <i>3</i> | <i>4</i> | <i>5</i> | <i>6</i> |
|----------|----------|----------|----------|----------|----------|
| 10 | 671,7 | 523,8 | 457,0 | 1,94 | 13,87 |
| II | 708,7 | 598,1 | 485,3 | 2,89 | 12,8 |
| 12 | 744,0 | 607,4 | 507,3 | 2,72 | 13,87 |
| 13 | 744,0 | 601,6 | 518,7 | 4,67 | 22,83 |
| 14 | 737,0 | 672,2 | 566,3 | 3,93 | 14,87 |
| 15 | 725,7 | 567,3 | 500,0 | 5,06 | 24,83 |
| 16 | 761,0 | 595,5 | 516,7 | 5,00 | 19,00 |
| 17 | 744,3 | 583,7 | 486,7 | 3,83 | 14,93 |
| 18 | 723,7 | 564,9 | 494,3 | 4,39 | 20,00 |
| 19 | 716,9 | 550,0 | 478,8 | 4,20 | 16,45 |
| 20 | 733,1 | 572,4 | 487,3 | 4,29 | 18,81 |

Пластические характеристики δ и ψ для данных сталей и режимов азотирования изменялись в 2–4 раза. Однако их значения всегда были меньшими по сравнению с δ и ψ для неазотированных образцов. Зависимости от параметров ионного азотирования для стали 40X приведены на рис. 4.3.

Таким образом, приведенные данные свидетельствуют о возможности управления характеристиками прочности и пластичности сталей за счет изменения технологических режимов ионного азотирования и оптимизации технологических параметров ионного азотирования по параметрам прочности и пластичности. Для изучения процесса разрушения азотированных сталей проводились исследования зарождения и развития микротрещин при растяжении образцов на машине ИМАШ 20-78 с применением микроскопа и видеозаписи динамики процесса (см. рис. 4.4).

Исследования показали, что при ионном азотировании в азотаргонной среде зарождение микротрещин происходит в местах скоплений дислокаций как под нитридным слоем (см. рис. 4.4, *а*), так и самом нитридном слое (см. рис. 4.4, *б*). Микротрещины в дальнейшем распространяются в глубину зоны внутреннего азотирования и основу. Поскольку зона внутреннего азотирования имеет большую пластичность, чем нитридная зона, то трещина искривляется (см. рис. 4.4, *в*), образуя косой разрыв.

При ионном азотировании в водородсодержащих средах, когда имеет место охрупчивание металла, включая основу, зарождение микротрещин происходит как на поверхности, так и в основе (см. рис. 4.4, *г*) и развивается перпендикулярно к поверхности образца аналогично хрупкому разрушению.

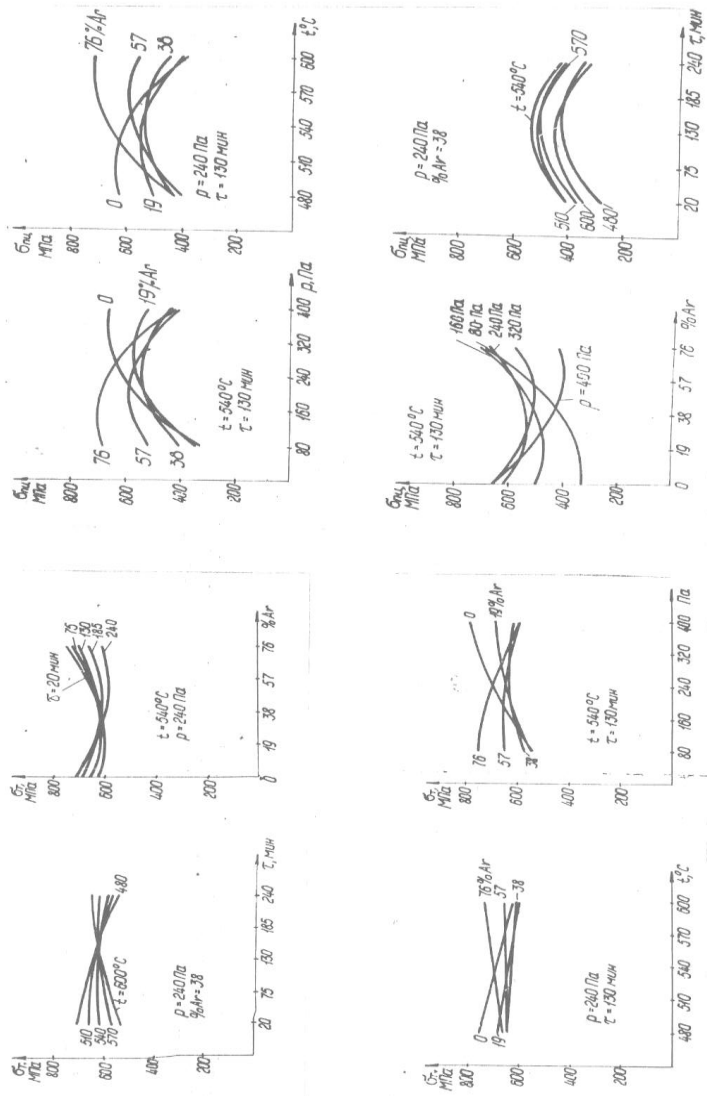


Рис. 4.2. Зависимости предела текучести $\sigma_{0.2}$ и предела пропорциональности $\sigma_{0.1}$ от технологических параметров ионного азотирования

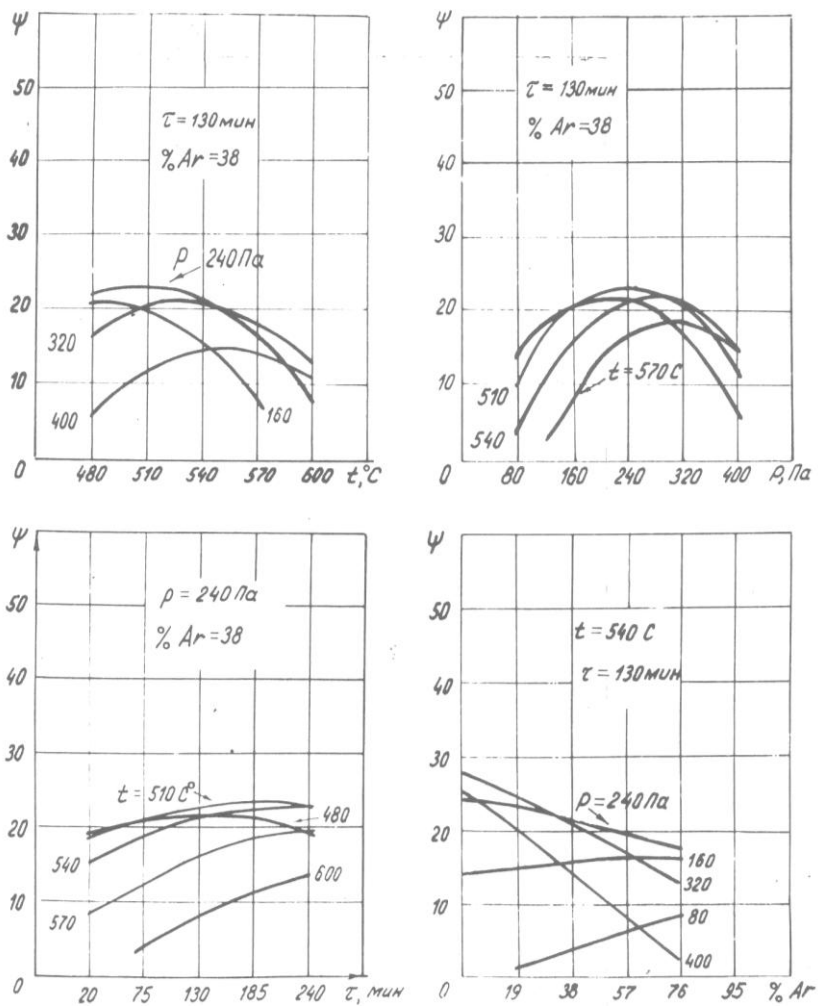


Рис. 4.3. Зависимости относительного сужения стали 40X от технологических параметров ионного азотирования

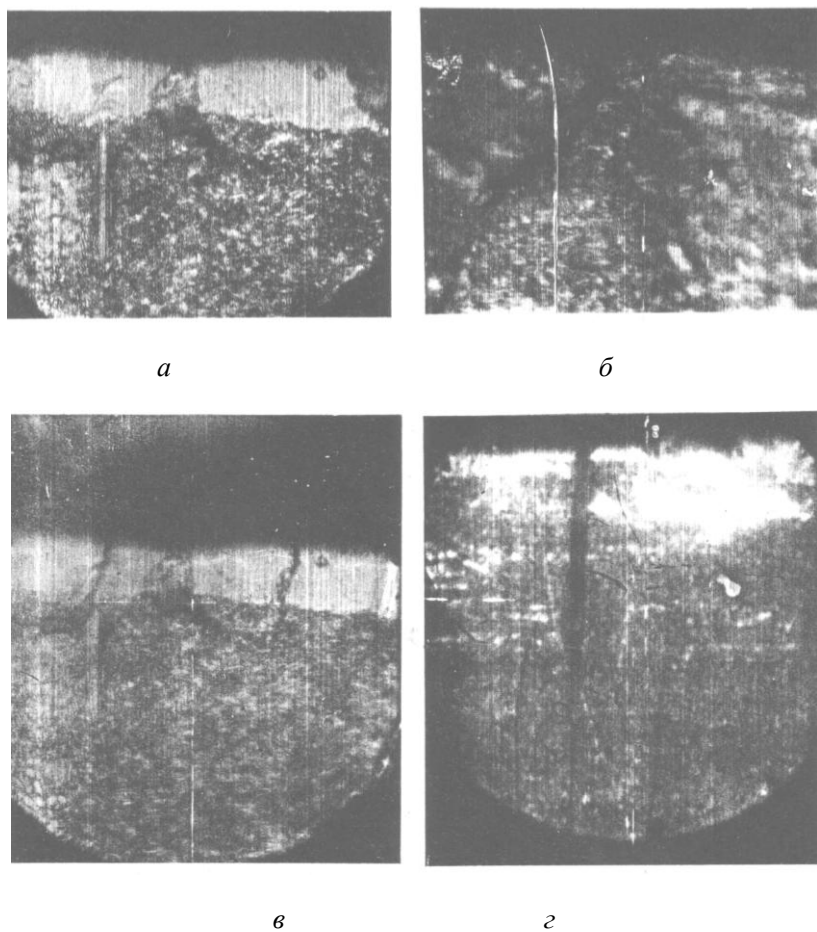
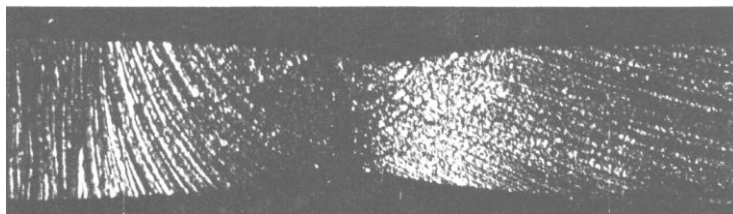
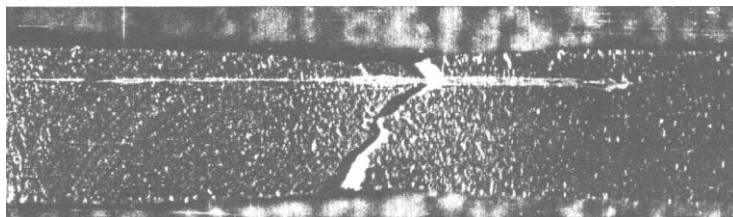


Рис. 4.4. Зарождение и развитие микротрещин в азотированных образцах стали 40X при растяжении:
а, б – зарождение микротрещин в нитридном слое;
в, г – зарождение и развитие микротрещин в зоне внутреннего азотирования и основе при ионном азотировании в азотаргонной среде (в) и водородсодержащей среде (г)

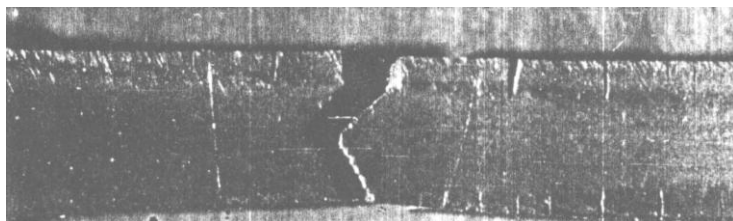
На рис. 4.5 показан внешний вид разрушенных при растяжении образцов из стали 40X, азотированных по различным режимам.



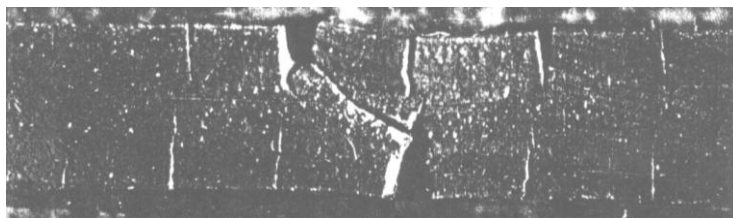
a



б



в



г

Рис. 4.5. Внешний вид разрушенных образцов из стали 40X после испытаний на растяжение:
a*)** неазотированный образец; ***б), в) – азотированные образцы в азотаргонной среде по режимам 6 и 18, соответственно;
г) азотированный образец в водородсодержащей среде по режиму: 75 об. % N_2 + 25 об. % H_2 , $T = 540$ °C, $p = 240$ Па, $\tau = 130$ мин

Из рис. 4.5 видно, что при ионном азотировании в азот-аргонной среде по режиму 6 (рис. 4.5, б) азотированный образец обладает наиболее высокой пластичностью по сравнению с другими исследуемыми режимами ионного азотирования (табл. 4.2). На поверхности не видно глубоких трещин и образовалась шейка в месте разрыва. При данном режиме азотирования получено максимальное значение $\sigma_6 = 658,7$ МПа (табл. 4.2). Металлографические исследования и рентгеноструктурный анализ азотированного слоя образца из стали 40Х (режим азотирования 81 об. % N_2 + 19 об. % Ar, $T = 510^\circ\text{C}$, $p = 320$ Па, $\tau = 130$ мин) показали, что на поверхности отсутствует нетравящаяся нитридная зона, глубина азотированного слоя составляет 180 мкм, поверхностный слой глубиной 7 мкм содержит 30% γ' -фазы (Fe_4N) и 70% α -фазы.

4.2. Исследование усталости при изгибе

Проводились исследования на много- и малоцикловую усталость сталей 20, 45, 45Х, 38Х2МЮА, подвергавшихся ионному азотированию по различным режимам. Испытания проводились на воздухе и в различных средах (кислых, щелочных и нейтральных) на плоских и цилиндрических образцах с концентраторами и без концентраторов.

Исследования ставили своей целью определить влияние режимов ионного азотирования на сопротивление усталости различных сталей при испытаниях в различных средах и при различных условиях нагружения и наметить пути повышения их долговечности.

4.2.1. Исследование многоцикловой усталости. Исследования многоцикловой усталости при изгибе проводились на цилиндрических гладких образцах (рис. 4.6 а) и плоских образцах с концентратором напряжений (рис. 4.6, б) в два этапа: первый этап включал сравнительные испытания неазотированных и азотированных образцов в различных средах; второй этап, включал исследование влияния параметров технологических режимов ионного азотирования на многоцикловую усталость.

Сравнительные испытания на многоцикловую усталость гладких цилиндрических образцов проводились на машине ИМА-5 при чистом изгибе с вращением (частота 50 Гц), в среде 3-процентного раствора NaCl и в воздухе.

Результаты этих исследований, приведенные на рис. 4.7 показывают, что предел выносливости образцов, подвергавшихся ионному азотированию в безводородной среде, при испытаниях в воздухе повысился в 1,9 раза (с 190 до 370 МПа), а при испытаниях в 3-процентном растворе NaCl в 3,6 раза (с 30 до 110 МПа) по сравнению с его значениями для неазотированных образцов при испытаниях в данных средах.

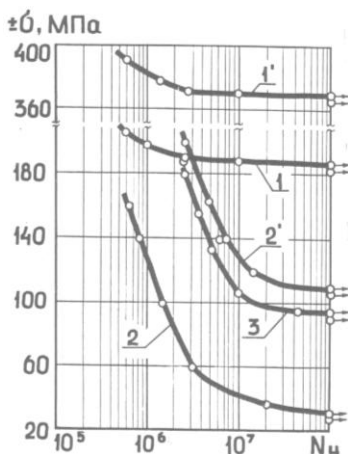


Рис. 4.7. Кривые усталости в воздухе (1 и 1') и в 3-процентном растворе NaCl (2, 2', 3) стали 20 при испытаниях на чистый изгиб цилиндрических образцов без химико-термической обработки (1 и 2), азотированных в тлеющем разряде в безводородной (60 об. % N₂ + 40 об. % Ar) среде (1' и 2') и водородсодержащей (60 об. % N₂ + 40 об. % H₂) среде (3) при постоянстве остальных технологических параметров

Предел выносливости образцов, азотированных в водородсодержащей среде (кривая 3) при испытаниях в 3-процентном растворе NaCl на 25 % ниже по сравнению с образцами, азотированными по аналогичному режиму в безводородной среде. Причиной такого снижения предела выносливости стали является вредное влияние водорода, вызывающее декогезию кристаллической решетки металла, взаимодействие атомов водорода в металле с дислокациями давлением молекулярного водорода в микрополостях стали, химическое взаимодействие водорода с компонентами сплава и выделением водородсодержащих фаз [6].

Испытания на многоцикловую усталость с концентратором напряжений проводились на плоских образцах (рис. 4.6, б) из стали 45X на стенде с электромагнитным возбуждением в ЭДС-200 при консольном изгибе образца в одной плоскости в резонансе по первой форме колебаний [372]. Концентратор напряжений (нарезанная до упрочнения канавка глубиной 1 мм с углом раскрытия 60° и радиусом при вершине 0,2 мм) имел эффективный коэффициент концентрации, рассчитанный по Нейберу, равный 3,22. Испытания проводились на воздухе и в кислой среде (буферный раствор лимонной кислоты 5 г/л и двухзамещенного фосфорнокислого натрия 10 г/л) рН 6,5 при частоте нагружения 350–400 Гц. За базу испытаний на воздухе и в кислой среде были приняты соответственно 10^7 и $5 \cdot 10^7$ циклов нагружений. Исследования прекращались при достижении длины трещины 0,5 мм, которая фиксировалась с помощью микроскопа МБС-1 ($\times 88$).

Как показали испытания (рис. 4.8) предел выносливости образцов из стали 45X в результате ионного азотирования в безводородной среде повысился на 37 % при испытаниях в воздухе и на 31 % при испытаниях в кислой среде.

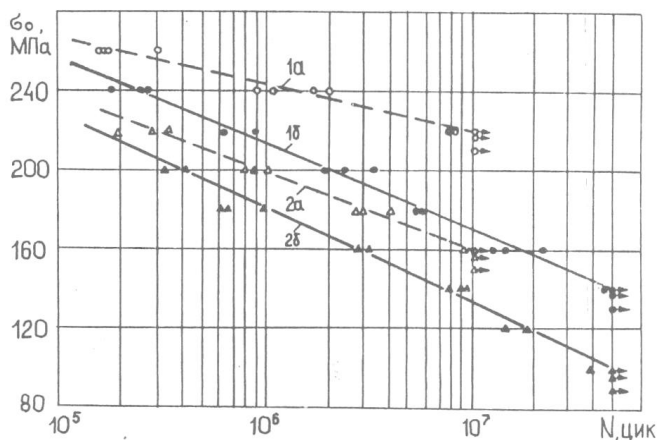


Рис. 4.8. Кривые усталости плоских образцов с надрезом из стали 45X: 1 – азотированных (среда 75 об. % N_2 + 25 об. % Ar , $T = 570^\circ C$, $p = 265$ Па, $\tau = 240$ мин); 2 – улучшенных; а – в воздухе; б – в кислой среде (рН 6,5)

Одной из основных причин такого повышения предела выносливости помимо упрочняющего воздействия покрытия являются

достаточно большие остаточные напряжения сжатия [381, 382], возникающие в азотированном слое, которые вместе с покрытием препятствуют движению дислокаций к поверхности и тем самым замедляют рост микротрещин.

Влияние технологических параметров ионного азотирования на многоцикловую усталость изучалось на цилиндрических образцах из стали 20 при чистом изгибе в трех процентном растворе NaCl при напряжениях $\sigma_u = 220$ МПа. Образцы азотировались в азотаргонной среде с широким диапазоном изменения технологических параметров процесса азотирования. Результаты исследований (табл. 4.3) показывают, что долговечность испытываемых образцов изменяется в значительных пределах (от $0,12 \cdot 10^6$ до $1,6 \cdot 10^6$ циклов) и зависит от всех параметров технологического процесса. Причем эта зависимость нелинейна (см. рис. 4.9) и имеет экстремальный характер с выраженными максимумами. Следовательно, технологические параметры процесса ионного азотирования могут быть оптимизированы по параметру максимальной долговечности азотированной стали при многоциклового усталости.

Таблица 4.3

Результаты испытаний на многоцикловую усталость при чистом изгибе $\sigma_u = 220$ МПа в среде 3-процентного раствора NaCl образцов из стали 20, подвергавшихся ионному азотированию по различным режимам

| Режим азотирования | Технологические параметры ионного азотирования | | | | Многоцикловая усталость $N \cdot 10^6$ |
|--------------------|--|-------------------------|--------------------------------------|------------------------------|--|
| | Температура $T, ^\circ\text{C}$ | Давление $p, \text{Па}$ | Продолжительность $\tau, \text{мин}$ | Содержание аргона в смеси, % | |
| 1 | 2 | 3 | 4 | 5 | 6 |
| 1 | 570 | 320 | 185 | 57 | 0,81 |
| 2 | 510 | 320 | 185 | 57 | 0,72 |
| 3 | 570 | 160 | 185 | 19 | 0,48 |
| 4 | 510 | 160 | 185 | 19 | 0,36 |
| 5 | 570 | 320 | 75 | 19 | 0,64 |
| 6 | 510 | 320 | 75 | 19 | 0,12 |
| 7 | 570 | 160 | 75 | 57 | 1,26 |
| 8 | 510 | 160 | 75 | 57 | 0,89 |
| 9 | 480 | 240 | 130 | 38 | 0,49 |
| 10 | 600 | 240 | 130 | 38 | 1,1 |
| 11 | 540 | 80 | 130 | 38 | 0,9 |
| 12 | 540 | 400 | 130 | 38 | 0,73 |
| 13 | 540 | 240 | 20 | 38 | 0,51 |

Продолжение таблицы 4.2

| 1 | 2 | 3 | 4 | 5 | 6 |
|----|-----|-----|-----|----|------|
| 14 | 540 | 240 | 240 | 38 | 0,66 |
| 15 | 540 | 240 | 130 | 0 | 0,53 |
| 16 | 540 | 240 | 130 | 76 | 0,51 |
| 17 | 540 | 240 | 130 | 38 | 1,51 |
| 18 | 540 | 240 | 130 | 38 | 1,6 |
| 19 | 540 | 240 | 130 | 38 | 1,45 |
| 20 | 540 | 240 | 130 | 38 | 1,4 |

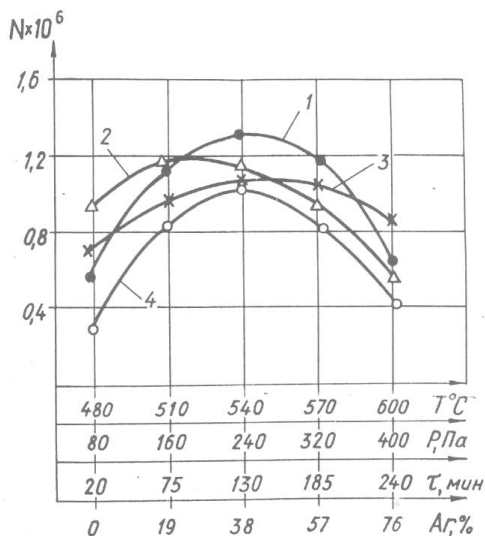


Рис. 4.9. Зависимость долговечности образцов из стали 20 при испытаниях на усталость при чистом изгибе ($\sigma_{\text{н}} = 220$ МПа) в 3-процентном растворе NaCl от технологических параметров ионного азотирования в азотаргонной среде:

- 1 – $N = f(T)$ при $p = 240$ Па, $\tau = 130$ мин, $Ar = 38$ %;
- 2 – $N = f(p)$ при $T = 520^{\circ}\text{C}$, $\tau = 130$ мин, $Ar = 19$ %;
- 3 – $N = f(\tau)$ при $T = 520^{\circ}\text{C}$, $p = 240$ Па, $Ar = 25$ %;
- 4 – $N = f(Ar)$ при $T = 520^{\circ}\text{C}$, $p = 160$ Па, $\tau = 75$ мин

4.2.2. Исследование малоциклового усталости. Испытания на малоцикловую усталость проводились на модернизированной установке ИП-2 [373], позволяющей испытывать плоские образцы (рис. 4.6, в) чистым отнулевым изгибом при упруго-пластическом де-

формировании с частотой 23 цикла/мин. Образцы из сталей 20, 45, 45Х и 38ХМЮА испытывались в различных средах кислой (буферном растворе лимонной кислоты и двухзамещенного фосфорнокислого натрия) рН 6,5, щелочной (водный раствор оксида кальция) рН 13, нейтральной (конденсате выпарных аппаратов) рН 7,0.

Образцы перед азотированием подвергались нормализации и улучшению. Физико-механические характеристики образцов до и после ионного азотирования ($T = 560$ °С, среда 75 об. % N_2 + 25 об. % Ag, $p = 265$ Па, $\tau = 4$ часа) приведены в таблице 4.4.

Таблица 4.4

**Физико-механические характеристики образцов
до/после ионного азотирования**

| Марка стали | Предел | | Относительное | | Удельная работа деформации A , $кН \cdot м/м^3$ |
|-------------|---------------------------|----------------------------|------------------------|--------------------|---|
| | текуести σ_T , МПа | прочности σ_b , МПа | удлинение δ , % | сужение ψ , % | |
| 20 | 234/332 | 385/493 | 21/15 | 55/39 | 65/59 |
| 45 | 342/448 | 580/668 | 15/11 | 43/32 | 72/61 |
| 45Х | 846/834 | 1020/1003 | 10/6 | 51/26 | 89/51 |
| 38ХМЮА | 875/948 | 1051/1182 | 9/5 | 42/22 | 86/53 |

На рис. 4.10 и 4.11 приведены результаты испытаний на малоцикловую усталость неазотированных и азотированных образцов из которых видно, что в исследуемом диапазоне изменения амплитуд полной деформации ($\epsilon = 0,5-4,0$ %), долговечность образцов находится в пределах 10^2-10^5 циклов до разрушения, а ее связь с ϵ представляет собой прямую линию в двойных логарифмических координатах при испытаниях различных материалов в различных средах. Исследования показали, что при деформациях $\epsilon > 0,3$ % долговечность азотированных образцов ниже, чем неазотированных для всех испытываемых сталей (см. рис. 4.10), причем, это понижение тем больше, чем меньше пластические свойства стали (см. табл. 4.4) и больше ϵ . Данное положение является общей закономерностью при малоцикловой усталости сталей [186].

Коррозионная среда более существенно уменьшает малоцикловую долговечность сталей с более высокой прочностью [186]. При одинаковых деформациях в сталях большей прочности возникают более высокие напряжения, которые способствуют ускорению коррозионных процессов в вершинах трещин.

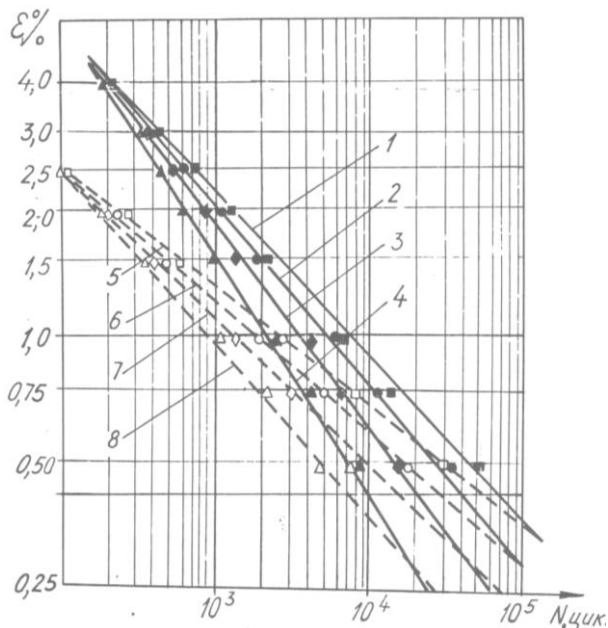


Рис. 4.10. Малоцикловая долговечность неупрочненных (1–4) и азотированных ($T=560^{\circ}\text{C}$, среда 75 об. % $\text{N}_2 + 25$ об. % Ar , $p = 265$ Па, $\tau = 4$ часа): (5–8) сталей 45X (1, 8), 38ХМЮА (2, 7), 45 (3, 6) и 20 (4, 5) в кислой среде

Азотирование повышает прочностные характеристики сталей. Поэтому при высоких уровнях деформации азотированные стали 45 и 20 имеют большую долговечность по сравнению с азотированными сталями 45X и 38ХМЮА (см. рис. 4.10).

Исследования малоцикловой усталости стали 45 в различных средах (рис. 4.11) показали, что число циклов до разрушения азотированных и неупрочненных образцов при испытаниях в щелочной среде выше, чем при испытаниях в воздухе, нейтральной и кислой средах. Это объясняется тем, что при испытаниях в щелочной среде на поверхности образцов образуется гидроксидный слой, затрудняющий доступ кислорода в зону деформации [384], что способствует повышению долговечности стали при малоцикловой усталости. Значительное электрохимическое растворение сталей в кислой среде создает условия для интенсивного образования концентраторов напряжений, снижающих усталостную прочность сталей.

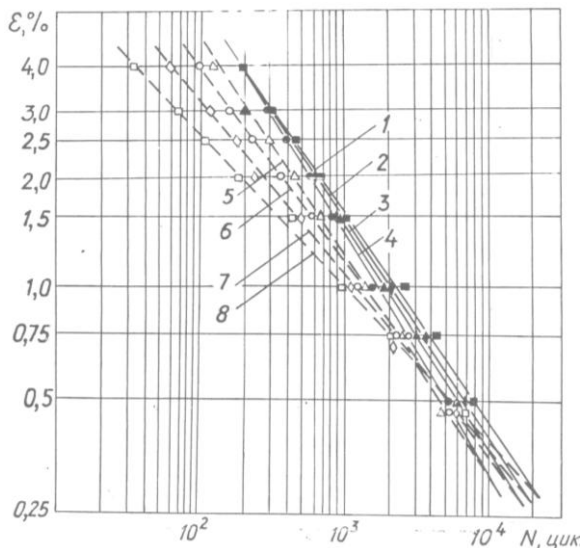


Рис. 4.11. Малоцикловая долговечность улучшенной: (1–4) и азотированной ($T = 560^{\circ}\text{C}$, среда 75 об. % $\text{N}_2 + 25$ об. % Ar , $p = 265$ Па, $\tau = 4$ часа); (5–8) стали 45X при испытаниях в различных средах: 1, 5 – щелочной (рН 13); 2, 6 – воздухе; 3, 7 – нейтральной (рН 7); 4, 8 – кислой (рН 6,5)

В нейтральной среде, имеющей меньшую коррозионную активность, малоцикловая долговечность азотированной и неазотированной стали 45X выше. Однако, с увеличением амплитуды циклической деформации влияние агрессивности среды на малоцикловую долговечность ослабляется и увеличивается роль пластической деформации и при $\varepsilon \approx 2,5$ % для азотированных и $\varepsilon \approx 4$ % для неазотированных образцов их долговечности на воздухе и в коррозионных средах совпадают (рис. 4.11).

Влияние режимов ионного азотирования на малоцикловую долговечность сталей 20, 45, 45X и 38ХМЮА показано в таблице 4.5. Из приведенных данных видно, что наибольшее влияние на малоцикловую усталость сталей оказывает температура процесса. С повышением температуры азотирования с 500 до 600°C долговечность образцов из указанных сталей при испытаниях в кислой среде и упруго-пластической деформации $\varepsilon = 0,75$ % уменьшилась в 1,1–1,9 раза, причем большие значения относятся к более высокопрочным сталям 45X и 38ХМЮА.

Таблица 4.5
Количество циклов до разрушения при упруго-пластическом деформировании $\epsilon = 0,75\%$ в кислой среде (рН 6,5) в зависимости от технологических параметров ионного азотирования

| Сталь | Режим ионного азотирования | | | | | | | | | | |
|--------|---|------|------|--|------|------|------|------|------|--|------|
| | 100 % N_2 , $p = 265$ Па, $\tau = 4$ ч, при разных T , °С | | | $T = 560^\circ\text{C}$, $p = 265$ Па, $\tau = 4$ ч, при разном % содержании N_2 в среде N_2+Ar | | | | | | 75 об. % $N_2 + 25$ об. % Ar , $T = 560^\circ\text{C}$, $\tau = 4$ ч, при разных p , Па | |
| | 520 | 560 | 600 | 45 | 60 | 75 | 90 | 100 | 80 | 265 | 450 |
| 20 | 2694 | 2536 | 2416 | 2518 | 2524 | 2581 | 2553 | 2536 | 2519 | 2581 | 2540 |
| 45 | 2843 | 2621 | 2482 | 2619 | 2642 | 2694 | 2661 | 2621 | 2596 | 2694 | 2598 |
| 45X | 3156 | 2395 | 1693 | 2408 | 2425 | 2492 | 2394 | 2385 | 2388 | 2492 | 2428 |
| 38ХМЮА | 3191 | 2484 | 2028 | 2415 | 2427 | 2485 | 2459 | 2484 | 2395 | 2485 | 2446 |

Снижение долговечности образцов при малоцикловой усталости при повышении температуры азотирования связано не только с изменением физико-механических характеристик и фазового состава азотированного слоя, но и с изменением структуры основного металла, особенно при температурах выше эвтектоидной. Причем влияние последнего фактора тем выше, чем больше значение упруго-пластической деформации ϵ при циклическом нагружении. Влияние азотного потенциала и давления насыщающей среды на малоцикловую выносливость менее значимы и носят экстремальный характер с максимумами при концентрации азота в азотаргонной среде 75 об % и давлении 265 Па.

Таким образом, проведенные исследования малоцикловой усталости сталей показали, что применение азотирования при упруго-пластическом деформировании $\epsilon > 0,3$ % является нецелесообразным, так как долговечность сталей ниже по сравнению с ее значением для неазотированных сталей при испытаниях в различных средах.

4.3. Исследование фреттинг-усталости

Испытания проводились на образцах из стали 40Х (рис. 4.6, *з*) подвергавшихся ионному азотированию в безводородных средах по различным режимам (табл. 4.3).

Цель испытаний – выполнить сравнительную оценку фреттинг-усталости образцов, обработанных ионным азотированием, определить влияние режимов ионного азотирования на фреттинг-усталостную прочность.

Испытания проводились на базе типовой машины УКИ-10М, предназначенной для испытаний на усталость при консольном изгибе, с применением специального устройства (рис. 4.12), в котором испытываемый образец 1 закреплялся конической частью в контробразце 2 гайками 5. В коническом соединении создавался определенный натяг с помощью динамометрического ключа. Контробразец 2 соединялся с держателем 3, который крепился в цанговом патроне установки УКИ-10М и совершал вращательное движение. Нагрузочное устройство 4 создавало напряжения изгиба в образце с максимальным значением в точке А, которые вызывали микроперемещения в коническом соединении. При вращении образца и воздействии нагрузки Q в коническом соединении материал испытывает фреттинг-усталость.

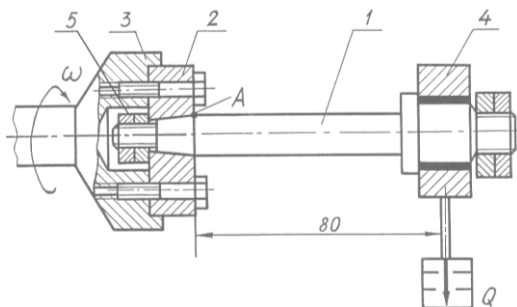


Рис. 4.12. Схема испытаний на фреттинг-усталость: 1 – образец; 2 – контрообразец; 3 – держатель; 4 – нагрузочное устройство; 5 – гайки

В качестве критерия оценки фреттинг-усталости служило число циклов нагружения до разрушения образца. За базовое число циклов принято число циклов нагружения образца, изготовленного из неазотированной стали 40X и установленного в контрообразец из стали 35Л.

Испытания проводились на воздухе при частоте вращения образца 6000 мин^{-1} , нагрузке $Q = 392 \text{ Н}$, моменте затяжки гайки крепления образца $20\text{--}25 \text{ Н}\cdot\text{м}$, максимальном напряжении изгиба 210 МПа . Биение образца в месте приложения нагрузки Q составляло $0,05\text{--}0,15 \text{ мм}$ и контролировалось индикатором.

Оценка погрешности при проведении испытаний осуществлялась по методике, описанной в работе [374], на основании данных предварительных испытаний образцов из стали 40X без азотирования. Относительная погрешность в определении прочности образцов не превышала 10 %. Среднее значение долговечности неазотированных образцов, полученного на основании семикратного повторения испытаний, составляло $1,23 \cdot 10^6$ циклов. С целью сокращения количества экспериментов и выявления влияния технологических параметров ионного азотирования на долговечность образцов при испытаниях на фреттинг-усталость применен метод планирования экспериментов (план второго порядка Хартли, четырехфакторный эксперимент (см. гл. 5). Режимы ионного азотирования образцов приведены в таблице 4.3.

Результаты испытаний (табл. 4.6) показывают, что ионное азотирование позволяет более чем на порядок повысить выносливость образцов из стали 40X при испытаниях на фреттинг-усталость. Режим ионного азотирования оказывает существенное влия-

ние на выносливость стали, которая в условиях проведенных испытаний изменялась от $1,6 \cdot 10^6$ до $20 \cdot 10^6$ циклов.

Таблица 4.6

Результаты испытаний на фреттинг-усталость образцов из стали 40X, азотированных по различным режимам (см. табл. 4.3)

| Шифр режима азотирования | Количество циклов до разрушения $N \cdot 10^6$, циклов | Шифр режима азотирования | Количество циклов до разрушения $N \cdot 10^6$, циклов |
|--------------------------|---|--------------------------|---|
| 1 | 9,8 | 10 | 7,0 |
| 2 | 10,1 | 11 | 7,5 |
| 3 | 4,5 | 12 | 20,0 |
| 4 | 8,0 | 13 | 5,0 |
| 5 | 6,5 | 14 | 15,0 |
| 6 | 8,5 | 15 | 12,5 |
| 7 | 1,6 | 16 | 10,1 |
| 8 | 5,1 | 17–20 | 14,5–16,0 |
| 9 | 8,5 | Неазотир. | 1,23 |

Зависимости выносливости от технологических параметров ионного азотирования (рис. 4.13), полученные на основании обработки результатов испытаний, нелинейны и имеют экстремальный характер с явно выраженными максимумами для всех параметров технологического процесса.

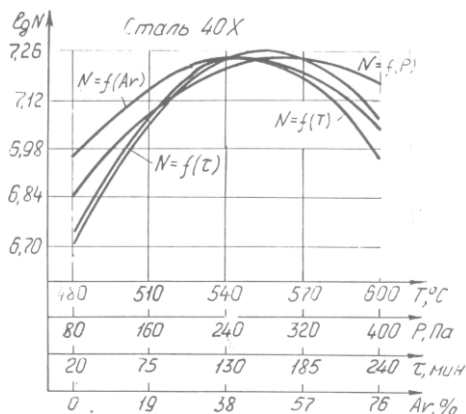


Рис. 4.13. Зависимость количества циклов до разрушения азотированных образцов стали 40X при испытаниях на фреттинг-усталость от технологических параметров процесса ионного азотирования

Поэтому максимальная выносливость азотированных сталей при фреттинг-усталости будет достигнута только при оптимальном значении технологических параметров процесса ионного азотирования.

4.4. Исследование коррозионной стойкости

Исследования имели своей целью определить влияние режимов ионного азотирования на коррозионную стойкость азотированных сталей в различных средах: кислой, нейтральной и щелочной. Коррозионные и электрохимические свойства азотированных образцов изучали гравиметрическим и потенциостатическим методами, а также измерением потенциала во времени.

Образцы для испытаний изготавливались из стали 45Х из одного прутка методом точения и имели цилиндрическую форму с площадью поперечного сечения 1 см^2 . После термообработки (улучшения) торцы образцов шлифовались до 10-го класса чистоты. Ионное азотирование образцов проводилось в безводородных средах в течении 4 часов с варьированием технологических параметров в широких пределах: $T = 520\text{--}600^\circ\text{C}$, $p = 80\text{--}450 \text{ Па}$ и содержание азота в азотаргонной насыщающей среде 45–100 об. %.

Перед исследованиями боковую поверхность образцов изолировали клеем 88 НП (ТУ 38-1055-40), а торцовую обезжировали и высушивали с выдержкой в эксикаторе не менее суток. Перед снятием поляризационных кривых образцы выдерживались в исследуемой среде в течении времени, достаточного для установления перед началом измерений скорости изменения потенциала рабочего электрода не более 10 мВ за 30 с. Потенциалы фиксировались сразу после погружения, через 0,5; 1; 2; 3; 4; 5; 30; 60; 90; 120 мин. Последнее измерение проводилось через 96 ч. Поляризационные кривые снимались с помощью потенциостата П-5827М в области потенциалов (+2)–(–2) В со скоростью развертки 1 мВ/с. В качестве электрода сравнения применяли хлорсеребряный электрод ЭВЛ-1М1 в насыщенном растворе КСl. Исследования проводились в следующих средах: кислой (буферный раствор лимонной кислоты 5 г/л и двухзамещенного фосфорнокислого натрия 10 г/л) рН 6,5 [385, 386, 389]; нейтральной (дистиллированной воде) рН 7,0 [387]; щелочной (водный раствор оксида кальция) рН 13,0 [388]. При этом растворы перемешивались магнитной мешалкой или находились в статике.

Проведенные исследования показывают, что с понижением температуры азотирования и повышением азотного потенциала насыщающей плазмы коррозионная стойкость исследуемых материалов в буферном растворе лимонной кислоты при комнатной температуре повышается (см. табл. 4.7). Резкий сдвиг потенциалов (см. рис. 4.14) азотированной (при 520°C от -630 до -740 мВ) и улучшенной (от -555 до -585 мВ) сталей в область отрицательных значений свидетельствует о том, что при воздействии буферного раствора лимонной кислоты в начальный период времени после погружения образцов в электролит происходит интенсивное растворение защитных пленок, причем образующийся слой продуктов коррозии тормозит преимущественно катодный процесс, т. е. ассимиляцию электронов молекулами растворенного кислорода. Учитывая, что в этом случае имеет место концентрационная поляризация, можно полагать, что этот слой задерживает допуск кислорода к поверхности металла.

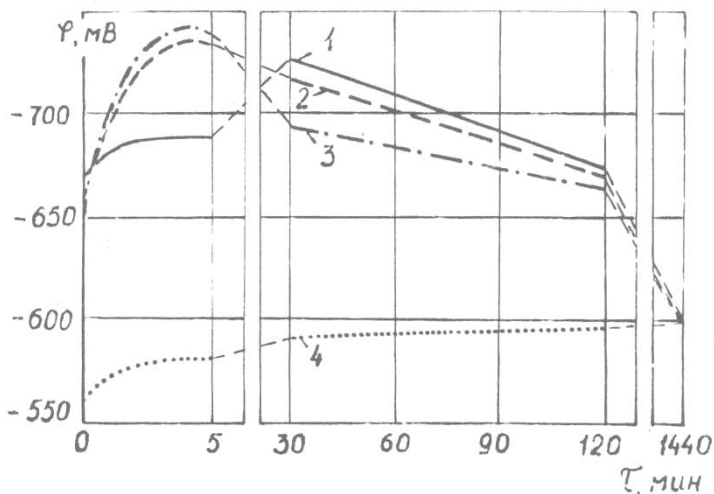
Наблюдаемое постепенное облагораживание потенциала с течением времени (рис. 4.14, *a*) связано с образованием в результате взаимодействия железа с буферным раствором лимонной кислоты труднорастворимых солей в виде черного налета, экранирующего поверхность металла. Причем для азотированной стали этот процесс начинается с первых минут погружения образца в раствор и через 24 ч электродный потенциал облагораживается до -598 мВ. Улучшенная сталь 45X в этой же среде, наоборот, разблагораживается. Это обуславливает повышенную коррозионную стойкость азотированной стали по сравнению с улучшенной.

Большое влияние на характер протекания электродных процессов оказывает перемешивание раствора. Из рис. 4.14, *b* видно, что перемешивание облегчает катодный процесс и сдвигает стационарные потенциалы азотированных образцов в начальный период времени на 20 мВ, а через 120 мин – на 50 мВ. Для улучшенной стали сдвиг потенциала в начальный период времени такой же, а по истечении 120 минут – 25 мВ. Это свидетельствует о том, что при интенсивном перемешивании с увеличением подвода кислорода для азотированной стали катодный процесс облегчается сильнее чем для улучшенной. При этом для улучшенной стали анодный процесс изменяется незначительно, а для азотированной стали исчезает область пассивного состояния (см. рис. 4.15). Скорость коррозии азотированной стали при перемешивании раствора в 10–20 раз увеличивается по сравнению с ее значением в статике (табл. 4.7).

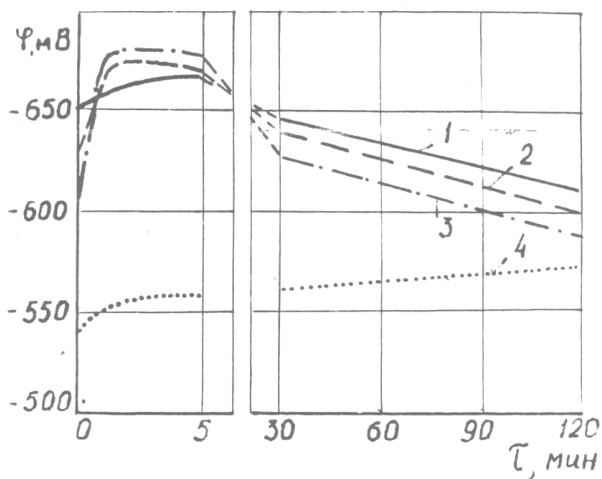
Таблица 4.7

Влияние параметров ионного азотирования на фазовый состав и скорость коррозии стали 45X в статике и при перемешивании со скоростью 1 м/с в буферном растворе лимонной кислоты

| Показатель | Режимы ионного азотирования | | | | | | | | | | |
|--|--|-------|-------|--|------|-------|-------|-------|-------|-------|--|
| | 100 % N ₂ , p = 265 Па, τ = 4 ч, при разных T, °C | | | T = 560 °C, p = 265 Па, τ = 4 ч, при разном процентном содержании N ₂ в среде N ₂ + Ar | | | | | | | 75 об. % N ₂ + 25 об. % Ar, T = 560 °C, τ = 4 ч, при разных p, Па |
| | 520 | 560 | 600 | 45 | 60 | 75 | 90 | 100 | 80 | 265 | 450 |
| ε (Fe ₂₋₃ N), % | 63 | 53 | 41 | 20 | 27 | 32 | 42 | 53 | 29 | 32 | 35 |
| γ' (Fe ₂₋₃ N), % | 30 | 35 | 38 | 68 | 61 | 56 | 46 | 35 | 59 | 56 | 53 |
| α-Fe, % | 7 | 12 | 21 | 12 | 12 | 12 | 12 | 12 | 12 | 12 | 12 |
| Скорость коррозии в статике K, г/М ² ·ч | 0,62 | 1,05 | 2,53 | 1,65 | 1,44 | 1,32 | 1,19 | 1,05 | 1,41 | 1,32 | 1,19 |
| Скорость коррозии при перемешивании K, г/М ² ·ч | 14,11 | 18,88 | 22,38 | 23,01 | 22,0 | 20,13 | 19,50 | 18,88 | 31,92 | 20,13 | 19,58 |



a



b

Рис. 4.14. Кривые изменения во времени электродного потенциала ф стали 45X в буферном растворе лимонной кислоты в статике (a) и при перемешивании (б) в зависимости от температуры ионного азотирования T, °C: 1 – 600; 2 – 560; 3 – 520; (100 % об. азота, 265 Па); 4 – после улучшения

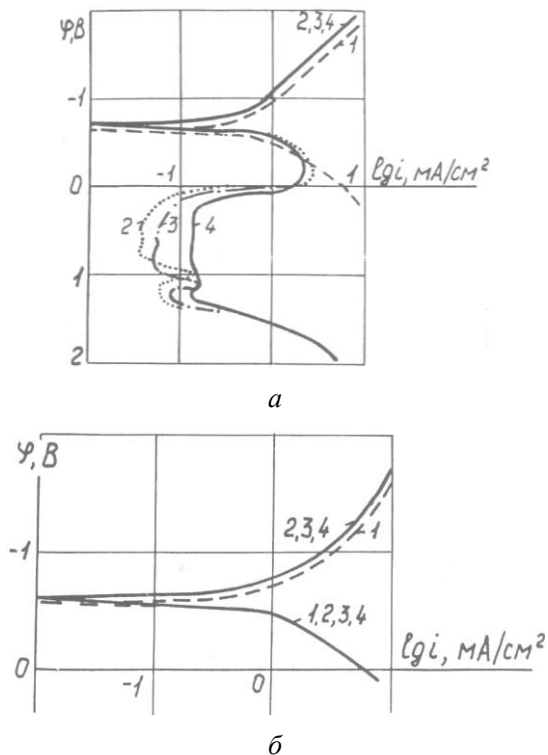


Рис. 4.15. Поляризационные кривые стали 45X в буферном растворе лимонной кислоты в статике (а) и при перемешивании (б): 1 – после улучшения; 2–4 – после азотирования в 100 об. % азота, 265 Па, при 520, 560 и 600 °С соответственно

Существенное влияние на коррозионную стойкость исследуемых материалов оказывает состав и давление насыщающей среды, в которой производится ионное азотирование. С увеличением содержания азота в насыщающей смеси и ϵ -фазы в азотированном слое уменьшается скорость коррозии. Электродный потенциал принимает при этом более отрицательное значение. Увеличение давления насыщающей среды при условии повышения азотного потенциала приводит к аналогичным результатам (см. табл. 4.7, рис. 4.16).

Отличительной особенностью азотированной стали 45X от улучшенной является образование стойкой пленки окисного характера на ее поверхности. С увеличением времени выдержки незави-

симо от условий хранения (в эксикаторе или на воздухе) увеличивается толщина этой пленки, о чем свидетельствует уменьшение тока полной пассивации. Причем пассивная область наблюдается и при перемешивании после хранения образцов более десяти суток.

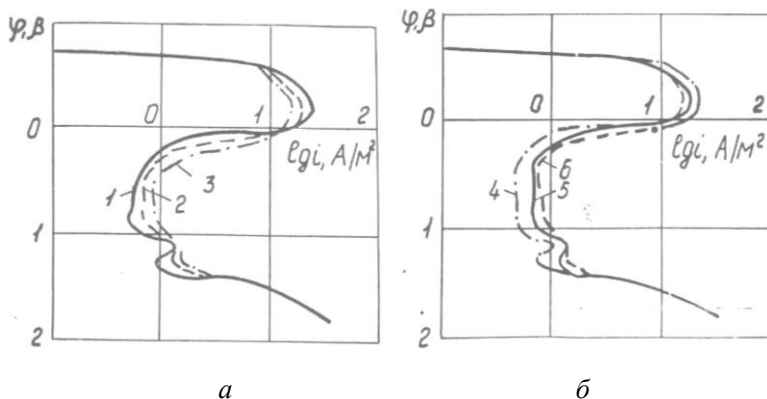


Рис. 4.16. Анодные поляризационные кривые стали 45X в кислой среде в зависимости от состава (а) и давления (б) насыщающей атмосферы: 1 – 100 %; 2 – 75 %; 3 – 45 % азота (остальное аргон, 560 °С, 265 Па, $\tau = 4$ ч); 4 – 450, 5 – 265, 6 – 80 Па (560 °С, 75 об. % $N_2 + 25$ об. % Ar, $\tau = 4$ ч)

Для проверки возможности хранения деталей, эксплуатировавшихся в исследуемом растворе, азотированные образцы после выдержки в течение 120 мин в растворе повторно выдерживались 10 суток на воздухе. При окунании образцов в раствор после разной по времени выдержки на воздухе электродный потенциал поверхности в течение 10 мин удерживался на уровне 130 мВ, что соответствует электродному потенциалу стали 12X18H9T в данном растворе ($\varphi_{см} + 160$ мВ), а ток полной пассивации уменьшился с 0,042 до 0,020 mA/cm^2 . Это еще раз свидетельствует о повышенной коррозионной стойкости окисной пленки, образующейся на азотированной поверхности.

Сопоставление исследований коррозионной стойкости и рентгенструктурного анализа азотированной стали 45X показало, что с увеличением насыщенности слоя азотом (процентного содержания ϵ -фазы в нитридной зоне) расширяется область пассивного состояния за счет смещения φ_n и $\varphi_{n.n.}$ отрицательную область. Плотности токов i_n и $i_{n.n.}$ при этом уменьшаются. Скорость коррозии азотирован-

ных сплавов в пассивном состоянии уменьшается на 1–2 порядка по сравнению с активным состоянием (см. рис. 4.15, 4.16, табл. 4.7).

Таким образом, коррозионная стойкость азотированных железоуглеродистых сплавов в буферном растворе лимонной кислоты определяется способностью пассивироваться с образованием защитной пленки окисного характера. При потенциалах более отрицательных, чем потенциал пассивации, окисная пленка тормозит растворение металла. При пассивации – облегчает переход, в пассивное состояние, повышает его устойчивость и оказывает дополнительную защиту в пассивной области.

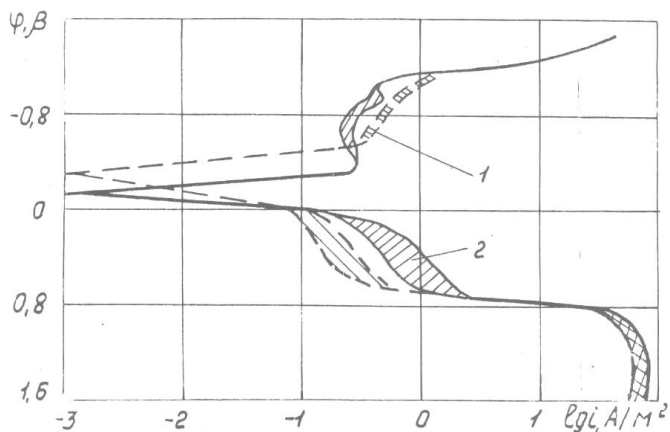
Исследования коррозионной стойкости в дистиллированной воде проводились на образцах из стали 45X и чугуна СЧ18 и показали [387], что на поверхности металлов возникает пленка гидроокиси железа. Она представляет эффективный диффузионный барьер. Поэтому скорости коррозии в статике как улучшенной стали, так и серого чугуна примерно одинаковы (0,1509 и 0,2063 Г/м²·ч соответственно). При перемешивании, благодаря чему улучшается доступ кислорода к поверхности и лучше отводятся продукты коррозии, скорость коррозии увеличивается. Азотирование стали 45X и чугуна СЧ18 существенно повышает их коррозионную стойкость в дистиллированной воде (скорость коррозии 0,0005 и 0,0009 Г/м²·ч соответственно при ионном азотировании при $T = 520^{\circ}\text{C}$, $p = 265$ Па в среде 100 % N₂, $\tau = 2$ ч). При этом значительно облагораживается электродный потенциал поверхности этих сплавов.

Известно [384], что коррозионная стойкость уменьшается при переходе от гомогенных к гетерогенным сплавам. Одним из неблагоприятных случаев гетерогенности является наличие на общем анодном фоне катодных включений, ускоряющих коррозию. Для чугуна такими включениями является цементит и графит, а для стали – феррит. Очевидно, поэтому облагораживание электродного потенциала поверхности этих сплавов при азотировании приводит к уменьшению скорости коррозии, так как при этом уменьшается разность потенциалов катодных и анодных участков.

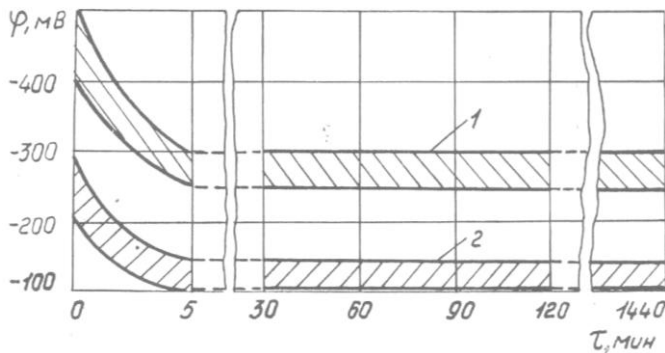
Гравиметрическими исследованиями установлено, что в щелочной среде с рН13 при комнатной температуре коррозия азотированных при различных режимах и неазотированных образцов из стали 45X не наблюдалась.

Анализ поляризационных кривых неупрочненных и азотированных материалов подтвердил аналогичность процессов, происходящих на их поверхностях (рис. 4.17, а), т.е. при анодном окис-

лении железа в щелочных растворах ионы железа реагируют с ионами OH^- и образуют слой $\text{Fe}(\text{OH})_2$ на поверхности электрода.



а



б

Рис. 4.17. Поляризационные кривые (а) и кинетика изменения электродного потенциала (б) улучшенной (1) и азотированной (2) стали 45X в щелочной среде

Далее реакция замедляется вследствие низкой скорости подхода ионов Fe^{2+} в образовавшемся слое на границе его с раствором. Однако, при потенциале + 1 В наблюдается питтинговая коррозия, представляющая особый вид щелевой коррозии, в которой особенности электрохимического поведения металла обусловлены лишь

различием в доступе коррозионной среды и отводе продуктов коррозии. Поэтому независимо от термообработки и параметров ионного азотирования развитие возникающих очагов питтинговой коррозии связано с местным образованием нерастворимых продуктов коррозии и наличием токов дифференциальной аэрации. Положение осложняется еще тем, что различный доступ электролита приводит к возникновению мощных микроэлементов, в которых питтинги являются анодами. Работа таких элементов сопровождается, благодаря гидролизу продуктов анодной реакции, сильным подкислением среды в питтинге и усиленным разрушением металла в нем.

Исследования электродного потенциала азотированной и улучшенной стали 45X в щелочной среде в зависимости от времени (рис. 4.17, б) показали, что сразу после погружения в раствор наблюдается резкое облагораживание электродного потенциала образцов, обусловленное образованием на поверхности электродов нерастворимых продуктов коррозии железа. Однако электродный потенциал азотированных материалов в среднем на 150 мВ положительнее неупрочненных, что свидетельствует об их более высоких защитных свойствах.

Обобщая результаты проведенных исследований, можно сделать вывод, что ионное азотирование позволяет существенно повысить коррозионную стойкость сталей в различных средах как в статике, так и при перемешивании растворов. Коррозионная стойкость тем выше, чем выше концентрация азота на поверхности азотированной стали.

4.5. Исследование кавитационно-эрозионной стойкости

Испытания на кавитационно-эрозионную стойкость проводились на образцах из сталей 20 и 45, подвергавшихся ионному азотированию в азотаргонной среде (75 об. % N_2 + 25 об. % Ar) при температуре 570 °С, давлении 265 Па в течение 4 ч. Испытания проводились в 3-процентном растворе NaCl на установке с магнито-стрикционным вибратором при частоте колебаний 22 кГц и амплитуде 40 мкм [375]. Температура раствора поддерживалась в пределах 23 ± 2 °С. Износостойкость оценивалась по потерям массы образца до и после кавитационного воздействия жидкости.

Для изучения коррозионных процессов при кавитационно-эрозионном изнашивании снимались поляризационные кривые в ста-

тике и при наложении ультразвуковых колебаний. Токи коррозии определялись по методике, приведенной в п. 4.4.

Анализ поляризационных кривых (рис. 4.18) показывает значительное замедление скорости коррозионных процессов азотированных образцов по сравнению с неазотированными. На поляризационных кривых азотированных образцов, снятых в статике и динамике, наблюдаются участки пассивного состояния, а поляризационные кривые неазотированных образцов идут намного круче, что указывает на более быстрое протекание в них анодных и катодных реакций. Кроме того, и в статике, и в динамике равновесный потенциал смещается в область положительных значений: от -570 мВ для стали 45 в статике до -390 мВ для этой же стали после азотирования.

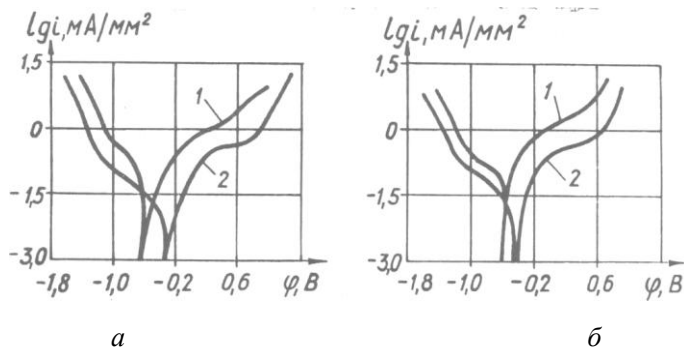


Рис. 4.18. Поляризационные кривые азотированных образцов сталей 20 (а) и 45 (б) в 3-процентном водном растворе NaCl: 1 – в статике; 2 – в динамике

Замедление анодных и катодных реакций и сдвиг потенциала в положительную область объясняется образованием на поверхности высокоазотистой ϵ -фазы, обладающей высокой коррозионной стойкостью.

Результаты определения токов коррозии позволяют количественно оценить степень повышения коррозионной стойкости азотированных образцов по сравнению с неазотированными: ток коррозии неазотированной стали 45 в 3-процентном растворе NaCl в статике равен 7,9 мкА, а для азотированной стали 45 – 3,1 мкА.

Анализ кривых, отражающих кинетику изнашивания азотированных образцов по сравнению с неазотированными (рис. 4.19),

свидетельствует о значительном повышении (для стали 45 – в три раза, а для стали 20 – в шесть раз) износостойкости в коррозионно-активных растворах, что объясняется повышением как их коррозионной стойкости, так и прочностных свойств.

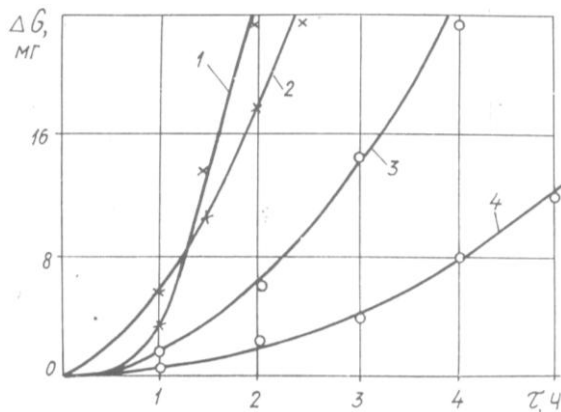


Рис. 4.19. Кривые изменения во времени τ износа ΔG образцов из неазотированной (1, 2), азотированной (3, 4) сталей 20 (1, 3) и 45 (2, 4) при кавитационно-эрозионном воздействии в 3-процентном водном растворе

Результаты проведенных исследований [390] и литературные данные [303, 391] позволяют сделать вывод о том, что при кавитационно-эрозионном изнашивании существенная роль в разрушении материалов принадлежит усталостным процессам. Принимая во внимание значительное повышение предела выносливости сталей после ионного азотирования, можно считать, что увеличение кавитационной стойкости азотированных образцов обусловлено возрастанием усталостной прочности.

4.6. Исследование износостойкости азотированных сталей при трении скольжения

Исследования имели своей целью изучение кинетики процесса изнашивания азотированных сталей, их трибологических характеристик в различных средах, при различных скоростях скольжения и удельных нагрузках, определение влияния технологичес-

ких режимов ионного азотирования на износостойкость азотированных слоев.

Исследования проводились в масле, коррозионно-активных и абразивных средах на специально разработанных машинах трения [392–394]. Испытываемые образцы изготавливались из сталей 20, 45, 45X, 38ХМЮА, ШХ15, Р6М5, Х12М и подвергались ионному азотированию по различным режимам (табл. 4.3, 4.7).

Для обеспечения идентичности условий экспериментов во всех опытах при испытании в масле и коррозионно-активных средах применялись контробразцы из стали У8А каленной (61–62 HRC) с одинаковой твердостью по глубине и шлифованной поверхностью трения (шероховатость 8-го класса чистоты).

4.6.1. Износостойкость в коррозионно-активных средах.

Исследования проводились на стали 45X улучшенной с последующим ионным азотированием в безводородных средах по различным режимам (см. табл. 4.7). Испытания проводились в кислой среде (буферном растворе лимонной кислоты 5 г/л и двухзамещенного фосфорнокислого натрия 10 г/л, pH 6,5), щелочной среде (водный раствор оксида кальция, pH 13) и дистиллированной воде (pH 7,0). В процессе испытаний изменялись давление на поверхности трения в пределах от 1 до 12 МПа и скорость скольжения от 0,05 до 1 м/с.

Исследования осуществлялись на установке торцового трения (см. рис. 4.20, а), позволяющей проводить испытания в различных средах и исследовать электрохимические процессы методом электродного потенциала при трении в коррозионно-активных средах.

Вращательное движение и вертикальное усилие P передавались от вертикально-сверлильного станка через хвостовик 1, четырехшариковую опору 2 на оправку 3, к которой крепился образец 7 винтами 4. Неподвижный образец 9 крепился к водоохлаждаемому корпусу 5, опирающемуся на упорный подшипник 10. Подшипник 11, размещенный в корпусе 20, вместе с четырехшариковой опорой 2 обеспечивает равномерное распределение давления между трущимися образцами 7 и 9, устраняя возможные перекосы. Момент сил трения, возникающий в паре трения, через тросик 18 передается на тензобалку 19 и записывается потенциометром 23 с помощью вмонтированной в образец 9 термопары. При проведении исследований в коррозионно-активных средах корпус 5 превращается в трехэлектродную систему, в которой рабочим электродом (РЭ) является пара трения, вспомогательным (ВЭ) – кольцевой электрод 8 из стали

12X18H9T, образующий вместе с РЭ цепь поляризации, и хлор-серебряный электрод сравнения ЭВЛ-1М1 (13) в насыщенном растворе КС1 подводимом в зону трения полимерной трубкой 12. С помощью потенциостата П-5827М (14) по описанной ранее методике снимались поляризационные кривые и записывались самопишущим потенциометром 15.

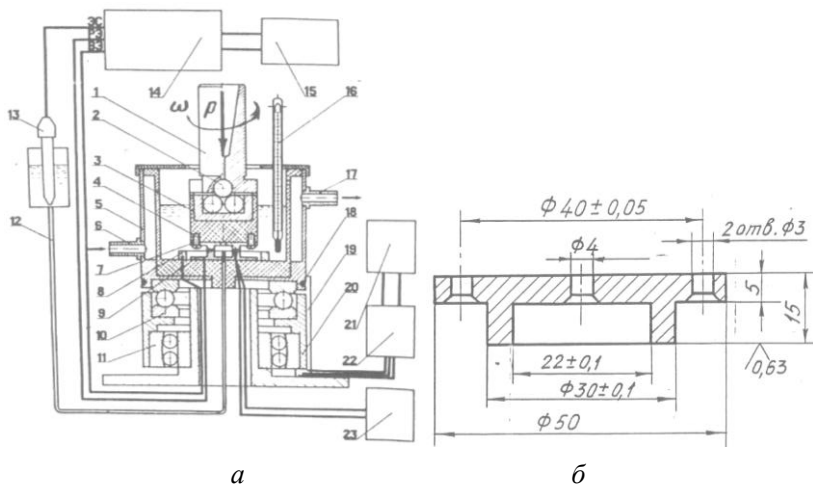


Рис. 4.20. а) установка торцевого трения: 1 – хвостовик;

2 – четырехшариковая опора; 3 – оправка;

4 – крепежный винт; 5 – корпус; 6, 17 – штуцера для подвода и отвода воды; 7, 9 – образец и контрообразец; 8 – вспомогательный электрод;

10 – упорный, подшипник; 11 – сферический подшипник;

12 – полиэтиленовая трубка; 13 – электрод сравнения ЭВЛ-1М1;

14 – потенциостат П-5827М; 15 – самопишущий потенциометр ПДП-4-002;

16 – электроконтактный термометр; 18 – тросик для передачи момента сил трения; 19 – тензобалка; 20 – корпус подшипников;

21 – потенциометр КСГ1-2; 22 – тензоусилитель;

23 – потенциометр для записи температуры;

б) конструкция образца и контрообразца для испытаний на износ

В процессе исследований измерялись следующие трибологические характеристики: линейный износ, путь трения и момент трения, по которым с помощью несложных расчетов определялись интенсивность изнашивания и коэффициент трения. Линейный износ образца определялся с помощью специального измерительного устройства с применением измерительной головки часового типа с

ценой деления 1 мкм и точностью измерения $\pm 0,5$ мкм. Износ определялся как среднее арифметическое из 10 измерений в фиксированных точках поверхности трения.

На рис. 4.21 и 4.22 приведены кривые изменения износа и интенсивности изнашивания стали 45X в кислой среде в зависимости от пути трения, из которых видно, что процесс изнашивания характеризуется периодом приработки и периодом установившегося износа.

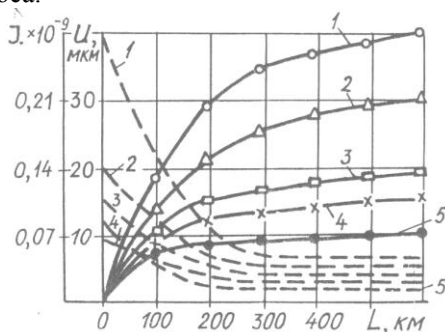


Рис. 4.21. Кинетика изнашивания (J – интенсивность износа, U – линейный износ) стали 45X в кислой среде при давлении на поверхности трения 4 МПа и скорости скольжения 0,5 м/с: 1 – сталь улучшенная; 2–5 – сталь азотированная ($T = 560^\circ\text{C}$, $p = 265$ Па, $\tau = 4$ ч) при различном содержании в азотаргонной смеси соответственно 75, 50, 40 и 25 об. % Ar

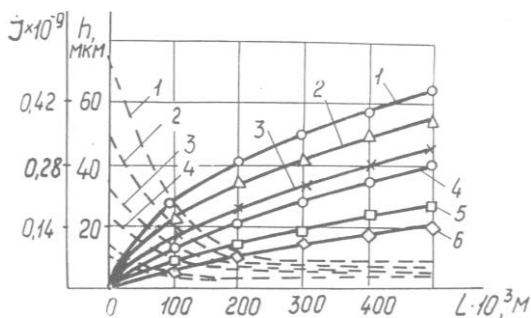


Рис. 4.22. Кинетика изнашивания стали 45X в кислой среде при удельной нагрузке 4 МПа и скорости скольжения 1 м/с: 1 – сталь улучшенная; 2–4 – сталь азотированная (100% N_2 , $p = 265$ Па, $\tau = 4$ ч) при температурах 520, 560 и 600°C соответственно; 5, 6 – сталь азотированная ($T = 560^\circ\text{C}$, 75 об. % $\text{N}_2 + 25$ об. % Ar, $\tau = 4$ ч) при давлении газовой среды 450 и 80 Па соответственно

В период приработки, который осуществляется на пути трения 100–200 км, интенсивность износа изменяется от максимальной величины до минимальной, характерной для периода установившегося износа. На интенсивность изнашивания очень большое влияние оказывает режим ионного азотирования [386].

Изменение технологических параметров ионного азотирования позволяет выбрать такой режим упрочнения, который существенно снижает интенсивность изнашивания стали. Так интенсивность изнашивания стали 45X после ионного азотирования по режимам 5 и 6 (рис. 4.21 и 4.22) уменьшилась более чем в три раза по сравнению с интенсивностью изнашивания улучшенной стали. Наибольшее влияние на интенсивность изнашивания оказывают параметры технологического режима ионного азотирования в период приработки. Увеличение температуры азотирования с 520 °С до 600 °С позволяет уменьшить интенсивность износа в период приработки в кислой среде с $0,35 \cdot 10^{-9}$ до $0,15 \cdot 10^{-9}$ (2,3 раза), см. рис. 4.22.

Известно [240, 241], что повышение температуры азотирования с 520 до 650 °С увеличивает пластические свойства упрочненного слоя, что обусловлено уменьшением содержания азота в зонах соединений, а также коагуляцией нитридных фаз. Следовательно, нитридная ϵ -фаза, формирующаяся на поверхности стали при ионном азотировании в атмосфере 100 % N_2 при температуре 520 °С, перенасыщена азотом и имеет повышенную хрупкость, снижающую сопротивление изнашиванию. Частицы нитридов на поверхности имеют значительно большую твердость, чем основной металл и поэтому в дальнейшем могут действовать как абразив.

Таким образом, чрезмерно высокая концентрация азота на поверхности азотированного слоя повышает его твердость и вызывает более высокую интенсивность износа в период приработки. Это подтверждает известные исследования [294, 302] о том, что не существует корреляционной связи между твердостью и коррозионно-механическим изнашиванием [396].

Специфика коррозионно-механического изнашивания состоит в том, что его можно рассматривать как совокупность двух взаимосвязанных процессов: 1) электрохимического взаимодействия металла с агрессивной средой и 2) механического процесса изнашивания, разрушающего в первую очередь защитную пленку или продукты коррозии на поверхности трения.

Необходимо отметить, что родство к кислороду нитридов железа значительно выше чем чистого железа. Поскольку в нитри-

дах растворимость кислорода примерно на три порядка выше, чем в матрице [378], на поверхности нитридов формируются окисные структуры первого рода, т.е. твердые растворы кислорода [400]. Образующиеся оксинитридные зоны более пластичны, чем окисные пленки Fe_2O_3 и в то же время обладают близкими с последними антиадгезионными свойствами.

На износостойкость пар трения значительное влияние оказывают упругие и пластические свойства материалов, которые определяются их структурным состоянием. При ионном азотировании пластические свойства и структура азотированного слоя зависят также от состава и давления насыщающей среды [385]. Изменение давления и состава азотаргонной среды позволило уменьшить интенсивность износа в период приработки в кислой среде в 1,5–2 раза (см. рис. 4.21 и 4.22). При этом, как показали исследования, существуют оптимальные значения этих параметров [397]. Это объясняется тем, что, изменяя технологические параметры процесса ионного азотирования, изменяется фазовый состав и пластические свойства азотированного слоя, которые при определенном оптимальном их соотношении способствуют быстрому образованию вторичных структур определенного состава. Такие вторичные структуры устанавливают термодинамическое равновесие на поверхности трения и минимизируют износ.

В период установившегося износа, когда на поверхности трения образовались вторичные структуры, влияние режимов ионного азотирования на интенсивность изнашивания азотированной стали 45X значительно меньше (см. рис. 4.22).

На рис. 4.23 приведены графики изменения коэффициента трения и электродного потенциала в период приработки для улучшенной и азотированной стали 45X, из которых видно, что они имеют минимальные значения в начальный период, когда на поверхности имеется оксидная пленка. По мере ее разрушения происходит обнажение ювенильных поверхностей металла и разблагораживание электродного потенциала. После истечения 6 мин, разблагораживание электродного потенциала прекращается и происходит обратный процесс его облагораживания. При этом коэффициент трения стабилизируется и принимает значения 0,15 и 0,18 соответственно для азотированной и улучшенной стали. Меньшее значение коэффициента трения в азотированной стали объясняется свойством азота препятствовать схватыванию ювенильных участ-

ков поверхности [294] и тем, что гексагональные фазы (нитрид Fe_3N) имеют минимальный коэффициент трения [279, 293].

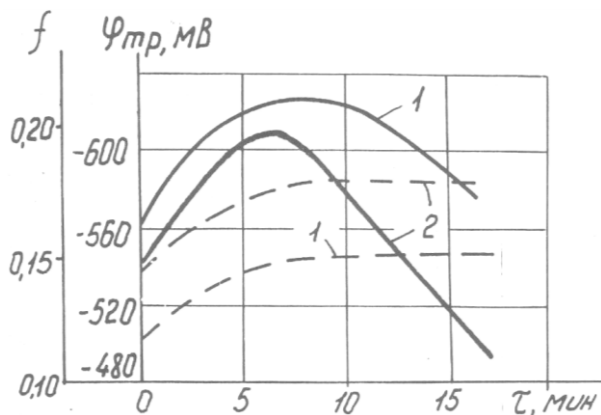


Рис. 4.23. Зависимости коэффициента трения (---) и электродного потенциала (—) при трении улучшенной (2) и азотированной (1); ($T = 560^\circ\text{C}$, 75 об. % $\text{N}_2 + 25$ об. % Ar , $p = 265$ Па, $\tau = 4$ ч) стали 45X в кислой среде

С точки зрения структурно-энергетической гипотезы отсутствие процессов схватывания при трении азотированных слоев объясняется их особым “барьерным эффектом”. Благодаря упорядоченной кристаллической структуре и увеличенной энергии связи между атомами, диффузионные слои препятствуют выходу дислокаций, способствующих пластической деформации, на поверхность. Наличие же в азотированном слое мелкодисперсной упрочняющей фазы (нитридов) приводит к снижению активации и, таким образом, уменьшает вероятность процессов схватывания.

Более резкое облагораживание электродного потенциала улучшенной стали 45X (рис. 4.23) свидетельствует о том, что ее трение сопровождается более интенсивными процессами схватывания по сравнению с азотированной сталью, хотя разница между их коэффициентами трения невелика и характер изменения коэффициента трения в процессе испытания идентичен. Таким образом, изучение электрохимических процессов, происходящих на поверхности трения сопрягаемых материалов, позволяет более глубоко познать сущность явлений, происходящих при трении. Исследования [395] показывают, что смещение электродного потенциала в поло-

жительную сторону свидетельствует о пассивации поверхности трения, а при смещении электродного потенциала в отрицательную сторону – пассивация отсутствует.

Коррозионно-механическое изнашивание является сложным процессом, в котором коррозионные и механические факторы взаимосвязаны. Электрохимические коррозионные процессы, обусловленные анодным растворением металла, усиливаются при механическом воздействии на него. В свою очередь, чисто механическое изнашивание облегчается в результате разрыхления поверхности, происходящего особенно интенсивно при активном растворении металла. Следовательно, существует оптимальное соотношение коррозионного и механического факторов для каждой условий, при которых будет минимальная интенсивность изнашивания. Превалирование того или другого фактора вызывает повышение интенсивности изнашивания.

На рис. 4.24 приведены графики изменения интенсивности изнашивания стали 45X в кислой среде в период приработки при различных величинах удельной нагрузки (давления p) и скорости скольжения на поверхности трения. Из приведенных графиков видно, что при давлениях на поверхности трения меньше 4 МПа с изменением скорости скольжения имеет место экстремальная зависимость $J = f(V)$ с минимумом при скорости скольжения 0,5 м/с. При данной скорости скольжения достигается уравнивание процессов активации в процессе трения и пассивации в результате коррозионных процессов на самом низком энергетическом уровне, о чем свидетельствует минимальный ток коррозии. При скоростях скольжения меньших 0,5 м/с уменьшается доступ среды к поверхности трения из-за уменьшения гидродинамики процесса трения, что вызывает уменьшение коррозионной составляющей и повышение роли механической составляющей в процессе износа. В результате имеет место повышение интенсивности изнашивания. При скоростях скольжения больших 0,5 м/с возрастает гидродинамическая составляющая процесса трения, улучшается доступ среды к поверхности контактного взаимодействия и увеличивается роль электрохимического взаимодействия материала с агрессивной средой. Установлено, что повышение скорости скольжения от 0,5 м/с до 1 м/с скорость коррозии азотированной стали возрастает с 14,5 до 21, а улучшенной с 8,5 до 11,5 г/м²·ч. Это вызывает повышение интенсивности изнашивания, которая еще больше усиливается при уве-

личении давления до 4 МПа и более (рис. 4.24, кривая 1). Коэффициент трения при этом уменьшается до минимального значения.

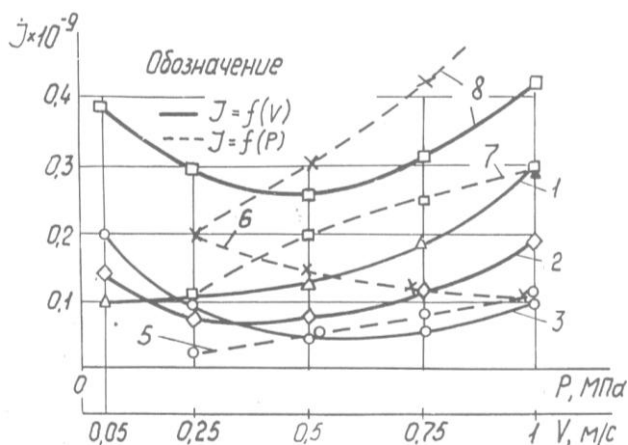


Рис. 4.24. Зависимость интенсивности износа в период приработки улучшенной (8) и азотированной ($T = 560^\circ\text{C}$, 75 % $\text{N}_2 + 25\%$ Ar , $p = 265$ Па, $\tau = 4$ ч) стали 45X от скорости скольжения V (кривые 1–3 при давлениях на поверхности трения 4, 2 и 1 МПа соответственно) и от давления на поверхности трения (кривые 4–6 при $V = 1; 0,5; 0,05$ м/с соответственно)

Наиболее сложная зависимость изменения износостойкости стали 45X наблюдается при скорости скольжения 0,05 м/с, при которой с увеличением давления интенсивность изнашивания улучшенной стали возрастает, а азотированной – уменьшается (рис. 4.24, кривые 6 и 8). Объясняется это разной коррозионной стойкостью и скоростью коррозии азотированной и неазотированной сталей при трении в паре с контртелом из стали У8 в кислой среде [398]. Доля коррозии в общем износе сталей с увеличением давления уменьшается. Однако интенсивность изнашивания улучшенной стали в два–семь раз больше интенсивности изнашивания азотированной стали, так как при трении улучшенной стали со сталью У8 первая является катодом, а вторая анодом. Анодное растворение стали У8 и образование на ее поверхности продуктов коррозии приводит к окислительному изнашиванию этой стали, что наиболее желательно с точки зрения структурной приспособляемости ости трущихся поверхностей [2]. Обратное явление происходит при трении азотированной стали 45X со сталью У8. При трении этой пары происходит

анодное растворение азотированной стали с образованием продуктов коррозии с более сильными экранирующими свойствами, чем продукты коррозии неазотированной стали со сталью У8. Это и обуславливает более высокую износостойкость азотированной стали.

Таким образом, при трении азотированной стали в кислой среде коррозионная стойкость является решающим фактором, влияющим на интенсивность изнашивания и применение азотированной стали наиболее эффективно при больших нагрузках и сравнительно невысоких скоростях скольжения.

Проводились исследования износостойкости азотированной стали 45X при трении по чугуна СЧ18 в дистиллированной воде при давлении 4 МПа и скорости скольжения 0,05 м/с. Исследования показали, что износостойкость азотированной стали существенно зависит от параметров технологического режима азотирования, причем характер этой зависимости аналогичен изнашиванию в кислой среде. Наибольшее влияние на износостойкость азотированной стали оказывает температура ионного азотирования: при 600°C она увеличивается в 1,5 раза, а при 520°C – уменьшается в 1,5 раза по сравнению с неазотированной. В паре трения чугун является анодом по отношению к стали. Поэтому интенсивность его изнашивания, как показали опыты, не зависит от температуры азотирования. Интенсивность изнашивания пары в этом случае в основном определяется износостойкостью стали 45X [384]. Исследования показали, что при трении в дистиллированной воде большей износостойкостью обладает сталь 45X, азотированная при 600 °С. Образование в поверхностном слое большого количества высокоазотистых нитридных соединений высокой твердости снижает его износостойкость и пары трения в целом.

Значительный интерес представляет процесс изнашивания азотированной стали в щелочной среде, течение электрохимических процессов в которой имеет отличия от их прохождения в кислой среде. Проведенные исследования [388] износостойкости азотированной стали 45X в среде водного раствора оксида кальция (рН 13) показали, что сразу после начала вращения образца потенциал трения независимо от нагрузки резко смещается от состояния покоя в отрицательную область. Достигнув наиболее отрицательного для данных условий значения, потенциал незначительно сдвигается в положительную область. Примерно через 1000 м пути трения для азотированной и 2000 м для улучшенной стали период приработки заканчивается, износ стабилизируется, устанавливается динамичес-

кое равновесие потенциала трения. Так как анодный процесс растворения металла в данной среде заторможен и наблюдается пассивация электрода, трение способствует его активации.

Непрерывное обновление поверхности трения, т.е. удаления пассивных слоев, в этом случае обуславливает сдвиг потенциала в отрицательную от стационарного значения сторону и установления на электроде потенциала активного состояния. Скорость изменения электродного потенциала $\partial\phi/\partial t$ после разрушения защитной пленки является сравнительной характеристикой износостойкости материалов в агрессивной среде [399] и чем выше эта скорость, тем выше износостойкость. Установлено, что средняя скорость уменьшения электродного потенциала улучшенной и азотированной стали 45X за первую секунду в щелочной среде составляет ~ 26 и 60 мВ/с соответственно, то есть скорость восстановления после трения, защитных оксидных и гидроксидных слоев для азотированной стали значительно выше. Это является одной из причин повышения износостойкости азотированной стали 45X по сравнению с улучшенной в щелочной среде более чем на порядок (рис. 4.25). Смещение потенциала в отрицательную сторону ведет к увеличению тока трения, расширению диапазона его изменения и увеличению электрохимического растворения рабочей поверхности образца. Причем, с повышением нагрузки и скорости скольжения этот процесс интенсифицируется.

Возрастающее с повышением давления тепловыделение на контакте приводит к снижению электроэнергетических затрат на процессы пластического деформирования, вызывает упрочнение поверхностных слоев металла и фазовые превращения в нем. Экранирующие свойства оксидов на железоуглеродистых сплавах в щелочной среде заметно ухудшаются при повышенных температурах из-за образования растворимых комплексных соединений – ферритов [384]. В результате износостойкость значительно уменьшается.

Большое влияние на износостойкость сталей в щелочной среде оказывает режим ионного азотирования. Снижение температуры азотирования стали 45X с 600 °С до 520 °С вызывает снижение интенсивности изнашивания с $1,45 \cdot 10^{-9}$ до $0,6 \cdot 10^{-9}$ (в 2,5 раза).

При дальнейшем понижении температуры азотирования интенсивность изнашивания данной стали повышается. Зависимости интенсивности изнашивания азотированной стали 45X от состава насыщающей среды и ее давления также имеют экстремальный характер.

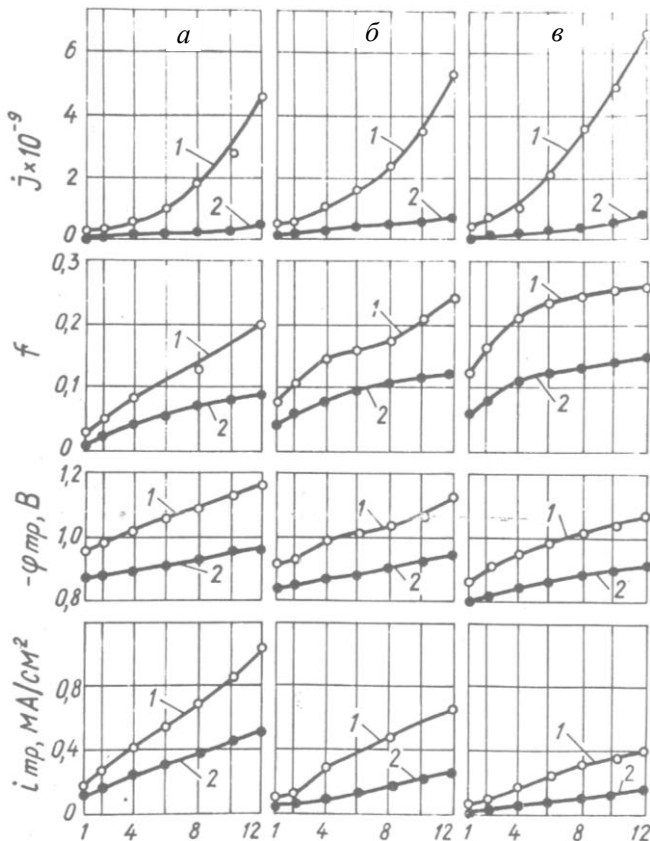


Рис. 4.25. Влияние нормального давления P на изменение интенсивности изнашивания J , коэффициента трения f , электродного потенциала $\varphi_{тр}$ и тока трения $i_{тр}$ при коррозионно-механическом изнашивании улучшенной (1) и азотированной (2) стали 45X в щелочной среде при скоростях скольжения 1,0 (а), 0,5 (б) и 0,05 (в) м/с

Так при содержании аргона в азотаргонной смеси 0; 10; 25; 40 и 65 об. % интенсивность изнашивания соответственно составляла 1,0; 0,65; 0,45; 0,55 и 0,7 мкм/км (при температуре азотирования 520°C и давлении 265 Па в течение 4 часов), а при давлениях 80, 265 и 400 Па насыщающей смеси (75 об. % N_2 + 25 об. % Ar) интенсивность изнашивания составляла 0,50; 0,45 и 0,55 мкм/км.

Таким образом, определены оптимальные параметры процесса ионного азотирования для стали 45X ($T = 520^{\circ}\text{C}$, $p = 265$ Па, среда – 75 об. % N_2 + 25 об. % Ag и $\tau = 4$ ч), обеспечивающие минимальную интенсивность изнашивания в щелочной среде. Для других марок сталей оптимальные параметры процесса конного азотирования будут другими. Обобщая исследования износостойкости сталей в коррозионно-активных средах приходим к выводу, что ионное азотирование позволяет существенно (до 10 раз) снизить интенсивность их изнашивания. Для различных сталей и сред существуют свои оптимальные режимы ионного азотирования, позволяющие получить оптимальную концентрацию азота, фазовый состав и физико-механические характеристики азотированного слоя, обеспечивающие высокую стойкость электрохимическому и механическому разрушению при трении. Наибольшее влияние на интенсивность изнашивания оказывают режимы ионного азотирования в период приработки. Эффективность применения азотированной стали в сравнении с неазотированной возрастает с повышением удельной нагрузки и уменьшением скорости скольжения при трении в кислых средах к повышению скорости скольжения при трении в щелочных средах.

4.6.2. Износостойкость в абразивной химически активной среде. С целью решения специфической технологической задачи – разработки рекомендаций по повышению износостойкости шнеков и цилиндров термопластавтоматов, предназначенных для переработки стеклонаполненных полимеров, была разработана оригинальная установка трения [378] (см. рис. 4.26), для исследований на износ в среде расплава пластмасс, моделирующая условия работы термопластавтоматов. Испытываемые образцы 8 (см. рис. 4.27, а) моделирующие работу шнека термопластавтомата, вращались вместе с валом 4, приводимым в движение от электродвигателя 1. Образцы 7 (см. рис. 4.27, б) укреплялись неподвижно в корпусе 6 и моделировали работу цилиндра. В зазор между образцами с помощью обогреваемого гидроцилиндра 15 и гидроагрегата 19 под давлением 4 МПа продавливался стеклонаполненный расплавленный полимер ПС-68 и вызывал износ образцов. Расход расплава регулировался через отверстия 21 и 22. Диаметры образцов и размеры зазора между ними были аналогичны с реальными значениями в термопластавтоматах.

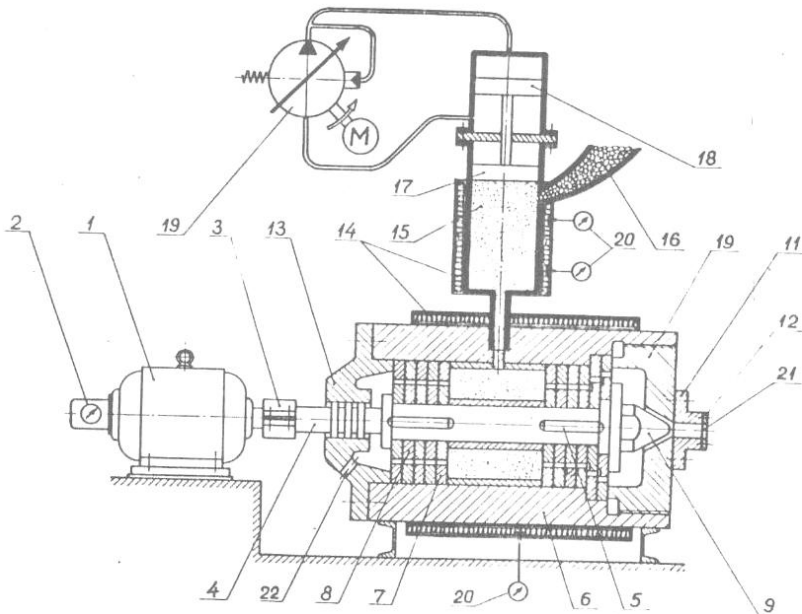


Рис. 4.26. Установка для испытания на износ в среде расплава пластмасс: 1 – электродвигатель; 2 – счетчик оборотов; 3 – муфта; 4 – рабочий вал; 5 – шпонка; 6 – корпус; 7, 8 – испытываемые образцы; 9 – мундштук; 10, 11, 13 – фланцы; 12 – пластинка с фильтром; 14 – обогреватели; 15 – гидроцилиндр; 16 – загрузочная воронка; 17, 18 – поршни цилиндра; 19 – гидроагрегат; 20 – терморпары; 21, 22 – отверстия для выхода пластмасс

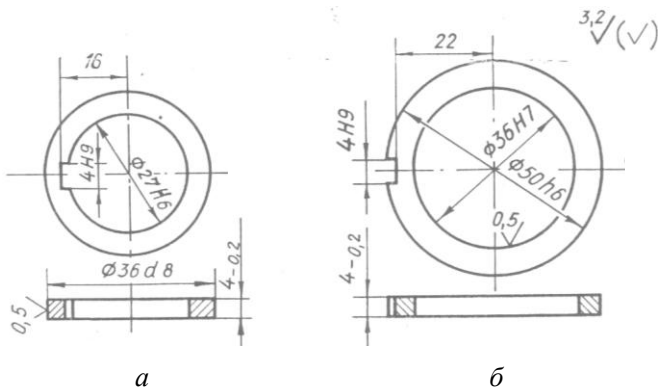


Рис. 4.27. Образцы для испытаний

На данной установке были проведены сравнительные исследования на износ образцов из сталей 20, 45 и 38ХМЮА, подвергавшимся различным видам химико-термической обработки: сульфидированию, цементации, борированию, газовому печному и ионному азотированию. Печное азотирование проводилось в среде аммиака на протяжении 48 ч при температуре 520 °С, а ионное азотирование проводилось по различным режимам с варьированием температуры в пределах 520–600 °С, в трех насыщающих средах (75 об. % N₂ + 25 об. % Ar и 70 об. % N₂ + 25 об. % Ar + 5 об. % C₆H₁₂) при давлении 267 Па и продолжительности насыщения 6 ч. Испытания проводились в среде расплава стеклонаполненного полиамида ПС-68, содержащего 30 % стекловолокна, при температуре 240°С.

В процессе исследований контролировались температура, давление расплава полимера в системе, крутящий момент на рабочем валу, количество оборотов рабочего вала. Износ образцов определялся через 0,5 млн оборотов рабочего вала (пробег $0,58 \cdot 10^5$ м) на установке УИМ-10 с точностью до 0,5 мкм. Измерения проводились в одних и тех же точках на двух взаимно-перпендикулярных диаметрах. Перед измерением образцы тщательно очищались от пластмассы. Каждый результат усреднялся по десяти измерениям. Каждый опыт повторялся три раза и износ определялся как среднее арифметическое из результатов трех опытов.

Результаты испытаний различных сталей с различной химико-термической обработкой в среде расплава стеклонаполненного полиамида ПС-68 приведены на рис. 4.28, из которых видно, что после прохождения $4,08 \cdot 10^5$ м пути трения (4 млн оборотов рабочего вала) наименьший износ имели образцы из стали 38ХМЮА после ионного азотирования. Его величина существенно (в 1,6–3,5 раза) меньше по сравнению с износом образцов подвергавшимся другим видам химико-термической обработки (газовому печному азотированию, цементации, сульфидированию и борированию). Образцы из стали 45, подвергавшиеся борированию после 3 млн оборотов рабочего вала ($3,05 \cdot 10^5$ м пути трения) имели наименьший износ (40 мкм). Однако, при дальнейших испытаниях износ резко увеличился из-за растрескивания и шелушения борированного слоя.

Известно [297], что в абразивных средах имеется корреляционная связь между износом и твердостью трущихся поверхностей, а интенсивность изнашивания уменьшается с повышением твердости. В нашем случае среда является не только абразивной, но и химически активной в результате разложения аппретов стекло-

волокна в расплаве полиамида и выделении коррозионно-активной по отношению к металлу среды. Поэтому для обеспечения высокой износостойкости поверхности трения в данной среде кроме большой твердости она должна обладать достаточно высокой коррозионной стойкостью и бездефектной структурой. Борированный слой имел большое количество микротрещин, что и явилось одной из главных причин его низкой коррозионной стойкости и полного разрушения после пробега пути трения $4,08 \cdot 10^5$ м.

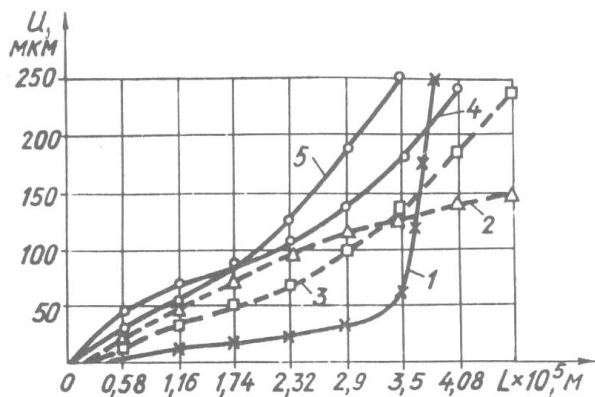


Рис. 4.28. Износ образцов с различной ХТО в среде расплава ПС68:
 1 – сталь 45 борированная; 2 – сталь 38ХМЮА после ионного азотирования;
 3 – сталь 38ХМЮА после газового азотирования;
 4 – сталь 20 цементированная; 5 – сталь 40Х после сульфидирования

Сопоставление износа образцов из стали 38ХМЮА после печного газового азотирования и ионного азотирования по различным технологическим режимам (см. рис. 4.29) показало, что ионное азотирование обеспечивает значительно большую износостойкость после приработки и прохождения образцами пути трения $4,08 \cdot 10^5$ м. Это объясняется двумя причинами:

1) при газовом печном азотировании азотированный слой имеет значительно больший градиент уменьшения твердости по глубине, чем при ионном азотировании. Имеющаяся на поверхности ε-фаза большой твердости обеспечивает в начальный период высокую износостойкость, а после ее истирания износ резко возрастает. В то же время при ионном азотировании на поверхности превалирует γ'-фаза и градиент изменения твердости по глубине азотированного слоя значительно ниже;

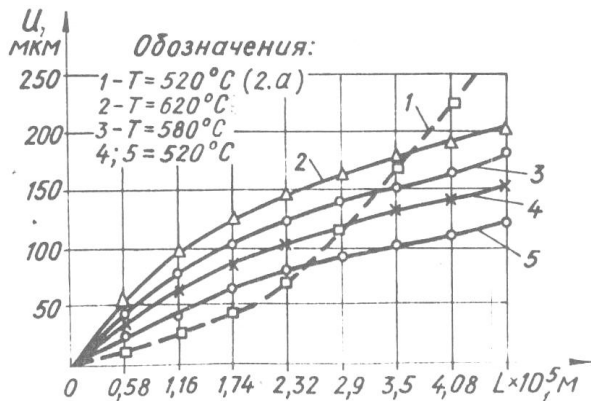


Рис. 4.29. Износ образцов из стали 38ХМЮА в среде расплава ДС68:
 1 – газовое азотирование в среде аммиака 48 ч; 2–4 – ионное азотирование (среда 75 об. % N_2 + 25 об. % Ar , $\tau = 4$ ч, $p = 265$ Па); ионное азотирование в среде 75 об. % N_2 + 20 об. % Ar + 5 об. % C_6H_{12}

2) нитридный слой при ионном азотировании характеризуется большей пластичностью и меньшей дефектностью по сравнению с нитридным слоем при печном азотировании, который имеет большое количество микротрещин, нарушение сплошности и повышенную хрупкость.

Более высокая дефективность азотированного слоя после печного газового азотирования способствует возрастанию роли коррозионной составляющей в процессе изнашивания и снижению износостойкости поверхности трения.

Проведенные исследования [401–403] показали, что в паре трения интенсивность изнашивания внутренних вращающихся образцов выше по сравнению с наружными неподвижными образцами при одинаковых физико-механических характеристиках их поверхностей, что объясняется более интенсивным протеканием электрохимических и коррозионных процессов при движении образцов в химически активной среде [398]. Снижение температуры ионного азотирования образцов из стали 38ХМЮА с 600°C до 520°C вызывает уменьшение их износа, что обусловлено повышением твердости поверхности азотированного слоя. Ввод в насыщающую среду 5 % пропана приводит к образованию на поверхности азотированного слоя карбонитридов, обладающих более высокой пластичностью по сравнению с нитридами, что позволило получить после ионного азотирования при температуре 520°C наименьший износ

образцов (см. рис. 4.29). Аналогичный результат получено и в аммиачной среде с добавлением 10 % пропана [404].

Таким образом, исследования показали, что при абразивном изнашивании в химически активных средах на износостойкость пары трения кроме твердости большое влияние оказывают пластичность, структура и фазовый состав поверхностного слоя, которые обеспечивают повышенную стойкость против электрохимических процессов и хрупкого разрушения при трении.

4.6.3. Износостойкость азотированных сталей в масле.

Исследования проводились на машинах торцового трения [393] (см. рис. 4.20) в масле И-20 при скорости скольжения 1,2 м/с и удельных нагрузках 4–20 МПа на сталях ШХ15, Х12М и Р6М5. Образцы подвергались ионному азотированию по различным режимам с применением плана второго порядка Хартли (четырёхфакторный эксперимент) (см. табл. 5.2) и имели 8-й класс шероховатости поверхности.

Исследования показали, что износостойкость азотированных образцов значительно выше по сравнению с неазотированными (рис. 4.30).

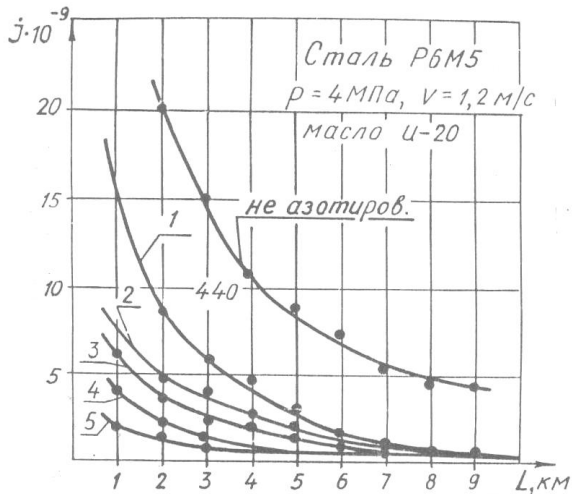


Рис. 4.30. Кинетика изнашивания образцов из стали Р6М5 азотированной в среде 25 об. % N_2 + 75 об. % Ar в течении 4 ч при температурах 490 °С – 1; 540 °С – 2, 4, 5; 600 °С – 3 и давлениях 67 Па – 4; 200 Па – 1, 2; 333 Па – 5; 665 Па – 3

Большое влияние на износостойкость оказывает режим ионного азотирования, особенно в период приработки. Так интенсивность изнашивания азотированной по режиму 15 стали ШХ15 в начальный период приработки в пять раз больше по сравнению с режимом 4 (рис. 4.31). С возрастанием пути трения интенсивность изнашивания уменьшалась и достигала постоянной величины в конце периода приработки (путь трения $16,5 \cdot 10^3$ м). При этом разница в интенсивности изнашивания азотированных по различным режимам образцов уменьшалась и незначительно отличалась в период установившегося изнашивания. Аналогичный характер изнашивания азотированных образцов получен для сталей Р6М5 (рис. 4.30) и Х12М.

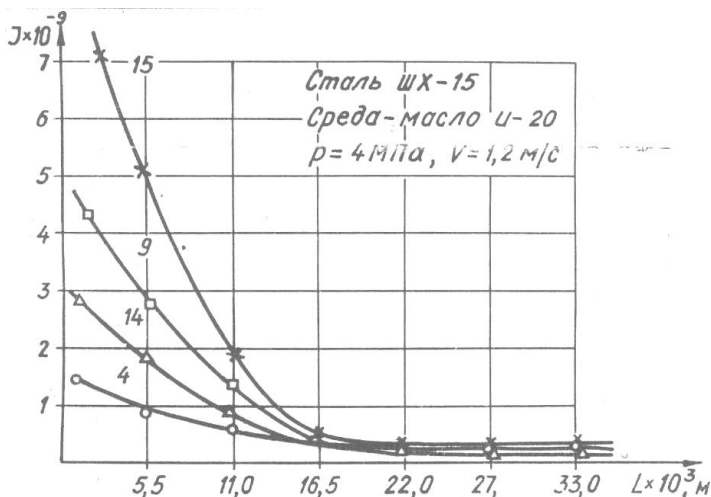


Рис. 4.31. Кинетика изнашивания образцов из стали ШХ15 после ионного азотирования по режимам 4, 9, 14, 15 (см. табл. 5.2)

Это объясняется тем, что при ионном азотировании по различным режимам на поверхности образуются азотированные слои с различным фазовым составом, твердостью, пластичностью и другими физико-механическими характеристиками. При оптимальном их сочетании для данных условий трения получается минимальная интенсивность изнашивания пары трения, а при неблагоприятном их сочетании – максимальная интенсивность изнашивания в период приработки. По мере образования вторичных структур, экранирующих поверхности трения, интенсивность изнашивания уменьшается

и после завершения их образования становится минимальной, характерной для периода установившегося изнашивания.

На рис. 4.32 приведены материалы, иллюстрирующие качество поверхности стали ШХ15 после шлифования, а также после трения скольжения с образованием вторичных структур I и II типов.

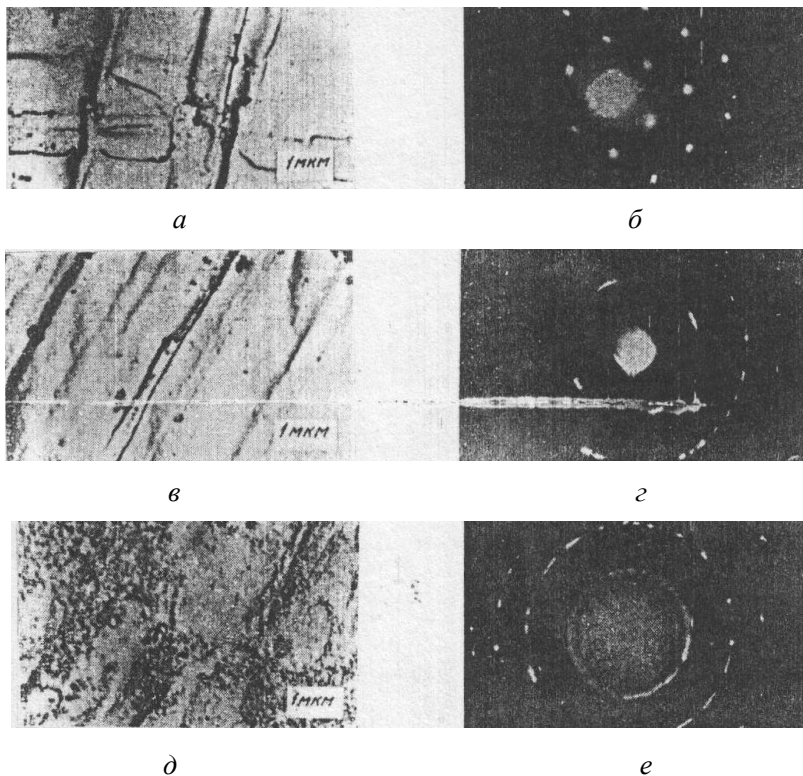


Рис. 4.32. Поверхность стали ШХ15 после шлифования (*а, б*) и после трения с пленками вторичных структур I типа (*в, г*) и II типа (*д, е*): *а, в, д* – электронные фотографии; *б, г, е* – электронограммы

Вторичные структуры I типа представляют собой аморфизированные твердые растворы кислорода, азота и других реагентов в металле. Они имеют бездислокационное фрагментированное строение, обладают при образовании аномальной пластичностью, а при выходе с контакта затвердевают. Их толщина 210–410 нм, содержание реагентов 4–10 % (для сплавов железа). Прямое на-

блюдение вторичных структур на просвет, совмещенное с электроннографическим анализом, свидетельствует о ликвидации границ зерен, блоков, дислокаций, дефектов упаковки, предельном измельчении, фрагментации и ориентации по направлению трения. Эффект ориентации структуры в подповерхностных слоях при формировании вторичных структур фиксируется на рентгенограммах. Вторичные структуры II типа представляют химические соединения нестехиометрического состава окислителей с металлами, имеют ультрадисперсное строение с глубиной 410–810 нм. На поверхностях трения формируется оптимальный самовосстанавливающийся микро-рельеф, соответствующий состояниям поверхностных слоев в процессе формирования вторичных структур I и II типов [2].

Изменяя режим ионного азотирования, можно на поверхности сформировать такой фазовый состав, структуру и свойства азотированного слоя, которые способствуют в данных условиях эксплуатации наиболее быстрому образованию вторичных структур и минимальному износу поверхностей трения как в период приработки, так и в процессе всей эксплуатации.

Характер изменения коэффициента трения в период приработки и установившегося процесса изнашивания аналогичен характеру изменения интенсивности износа (рис. 4.33), хотя не всегда минимальной интенсивности изнашивания соответствует минимальный коэффициент трения, зависящий от типа и состава вторичных структур.

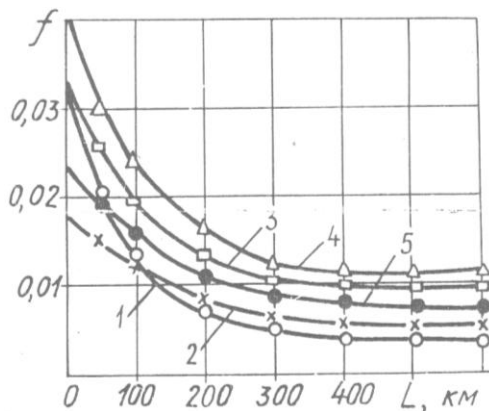


Рис. 4.33. Изменение коэффициента трений в процессе износа стали ШХ15, азотированной по различным режимам 4, 19, 14; 15, 18

Исследования показали, что применение ионного азотирования существенно повышает несущую способность поверхности трения до появления процесса схватывания, т.е. расширяет область нормального изнашивания по параметру удельной нагрузки более чем в шесть раз по сравнению с неазотированной и больше чем в два раза по сравнению с закаленной сталью ШХ15 (рис. 4.34).

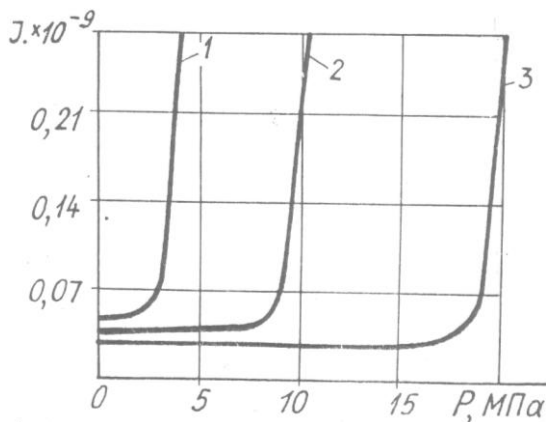


Рис. 4.34. Зависимость интенсивности изнашивания стали ШХ15 от удельной нагрузки: 1 – сталь без термообработки, 2 – сталь закаленная; 3 – сталь, азотированная по режиму 18

На рис. 4.35 и 4.36 показаны зависимости интенсивности изнашивания и коэффициента трения сталей ШХ15 и Х12М от технологических параметров процесса ионного азотирования, из которых видно, что это влияние существенно на каждую из указанных характеристик и неоднозначно как по величине, так и по характеру даже для одного материала. Такие зависимости показывают не только степень влияния того или иного технологического параметра на интересующую нас трибологическую характеристику, но и позволяет оптимизировать технологический процесс ионного азотирования по данной характеристике с учетом реальных условий испытаний и марки материала. Так, например, для стали ШХ15 минимальная интенсивность изнашивания в условиях проводимых испытаний возникает при ионном азотировании образцов по режиму: $T = 570^\circ\text{C}$, $p = 400$ Па, среда 25 об. % $\text{N}_2 + 75$ об. % Ar и $\tau = 20$ мин, а для стали Х12М – при ионном азотировании образцов по режиму $T = 510^\circ\text{C}$, $p = 80$ Па, среда 80 об. % $\text{N}_2 + 20$ об. % Ar , $\tau = 220$ мин.

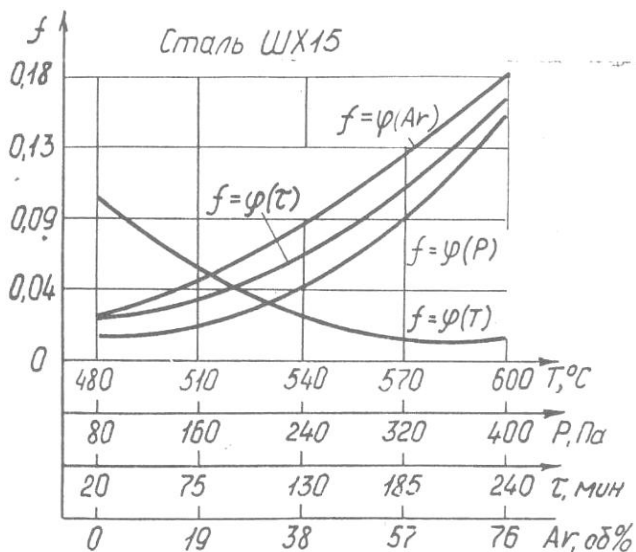
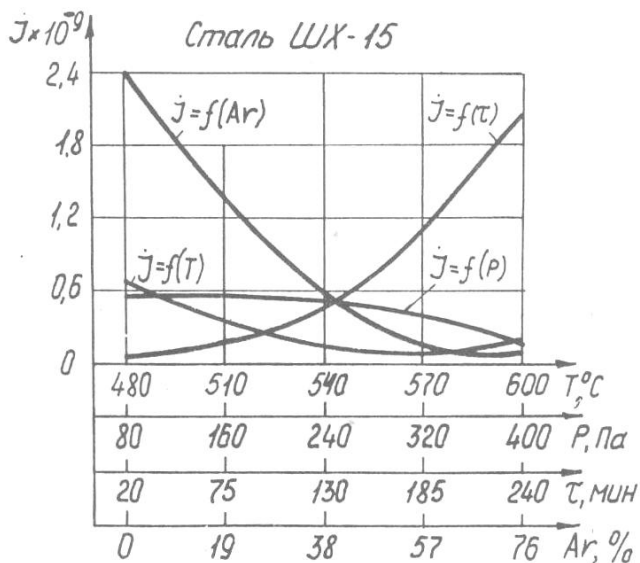


Рис. 4.35. Зависимость интенсивности изнашивания и коэффициента трения стали ШХ15 от параметров ионного азотирования

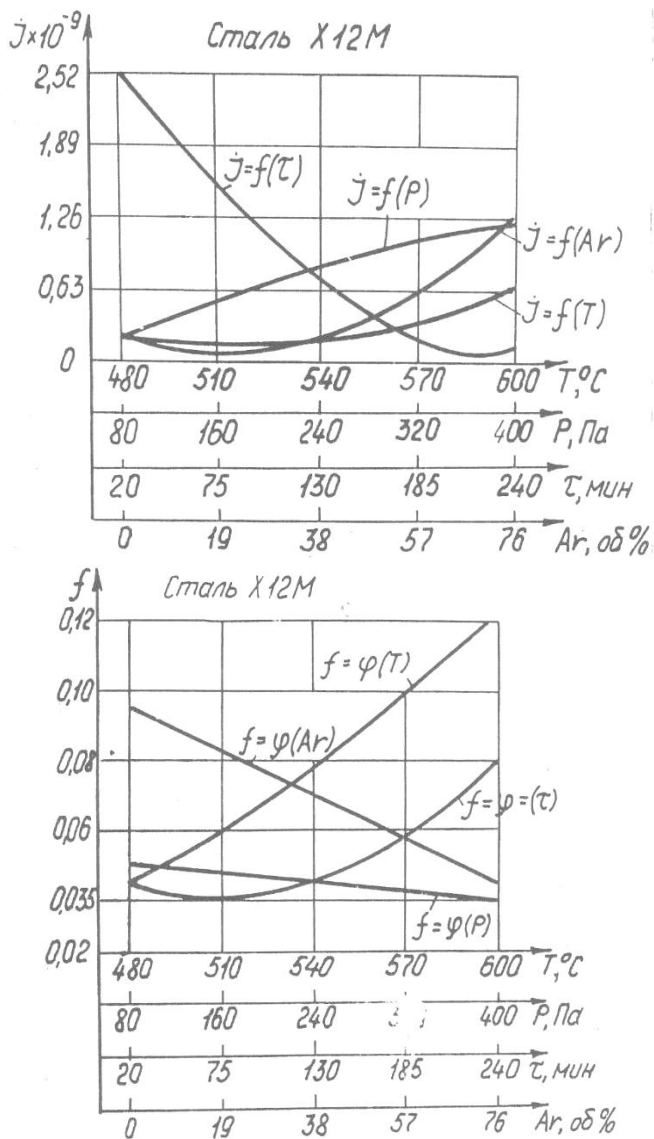


Рис. 4.36. Зависимость интенсивности изнашивания и коэффициента трения стали X12M от параметров ионного азотирования

4.7. Исследование износостойкости при трении качения

Исследования имели своей целью изучение кинетики процесса изнашивания азотированных и нитрозакаленных сталей и влияние режимов ионного азотирования и нитрозакалки, на интенсивность изнашивания. Исследования проводили на образцах (рис. 4.37, б) из стали ШХ15 в два этапа.

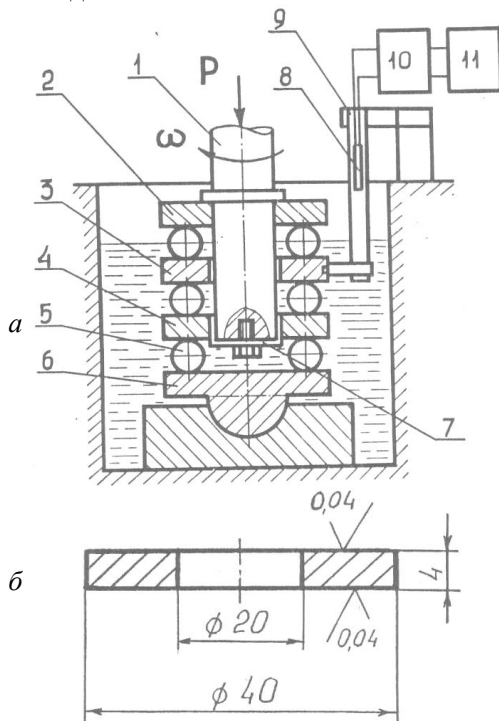


Рис. 4.37. а) схема установки трения качения:

1 – вал; 2 – верхний контролlec; 3 – испытываемый образец;
 4 – нижний контролlec; 5 – шарики; 6 – самоцентрирующаяся опора;
 7 – стопорная планка; 8 – тензодатчик; 9 – пластинка; 10 – тензоусилитель;
 11 – записывающее устройство; б – испытываемый образец

Первый этап включал сравнительные испытания образцов, подвергавшихся закалке ($H_{100} = 5,72$ ГПа), ионному азотированию по различным режимам (табл. 4.8) и нитрозакалке. Нитрозакалка

включала ионное азотирование по пяти режимам (табл. 4.8) и последующую закалку в расплаве солей (50 % KCl и 50 % NaCl) с нагревом до 860°C, выдержкой при данной температуре 5 мин, охлаждением в масле до температуры 30–60 °C и отпуском при 160 °C на протяжении 30 мин.

Таблица 4.8

Режимы ионного азотирования стали ШХ15

| Режим | Параметры режима ионного азотирования | | | |
|-------|---------------------------------------|-------------------|---------------------------|--|
| | Температура T , °C | Давление p , Па | Среда, об. % | Продолжительность насыщения τ , мин |
| 1 | 540 | 65 | 25 N ₂ + 75 Ar | 480 |
| 2 | 580 | 65 | 25 N ₂ + 75 Ar | 240 |
| 3 | 540 | 65 | 75 N ₂ + 25 Ar | 480 |
| 4 | 580 | 65 | 25 N ₂ + 75 Ar | 480 |
| 5 | 540 | 65 | 25 N ₂ + 75 Ar | 60 |

Второй этап представлял собой более широкие исследования износостойкости образцов после нитрозакалки, при которой проводились ионное азотирование по плану Хартли (см. табл. 5.2) и закалка по указанному выше режиму, но с различной выдержкой (5, 7 и 10 мин) при температуре 860 °C.

Эксперименты проводились на установке трения качения, приводимой в движение от вертикально-сверлильного станка и позволяющей проводить испытания в различных средах. Схема установки трения качения показана на рис. 4.37. Вращательное движение и нагрузка передавались от станка на вал 1, на котором смонтированы два (верхний и нижний) контрообразца 2 и 4. Между контрообразцами размещаются два ряда шариков, а между ними – испытываемый образец 3, связанный с тензобалкой 9. Момент сил трения, возникающих между шариками и образцом, воспринимается тензобалкой и регистрируется устройством 11 (потенциометром КСП-2).

Исследования проводились в масле ИС2А и жидкости ПГВ за (полиэтилен-гликольвода) при нагрузке $P = 300$ Н и частоте вращения вала 1300 мин. Оценка сопротивления изнашиванию проводилась на базе шестичасовых испытаний по величине линейного износа – измерение размера образца в зоне его контакта с шариками в направлении, перпендикулярном к поверхности трения. Этот размер (глубина дорожки качения) замерялся с помощью профилометра.

На рис. 4.38 приведены результаты сравнительных испытаний образцов с различной термической и химико-термической обработкой на трение качения в жидкости ПГВ, из которых видно, что наибольший износ имели образцы без термообработки (кривая 4), величина которого после шести часовых испытаний составляла 2 мкм.

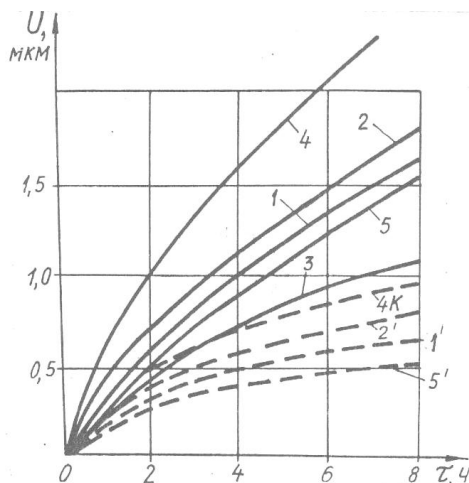


Рис. 4.38. Кинетика износа стали ШХ15 при трении качения в жидкости ПГВ:

4 – сырой; **4K** – закаленный; **3** – азотированный по режиму 3; **1', 2', 5'** – закаленный с последующим азотированием по режимам 1, 2, 5 (см. табл. 4.8); **1, 2, 5** – закаленный, с последующим азотированием по соответствующим режимам в водородсодержащей среде (60 об. % N_2 + 40 об. % H_2)

Применение ионного азотирования позволило уменьшить износ в два раза, а после закалки износ уменьшился в 2,5 раза. Причиной такого уменьшения износа явилось содержание пластической деформации за счет упрочнения (повышения твердости) поверхности трения. Применение ионного азотирования в безводородных средах после закалки позволило еще больше упрочнить поверхность трения, что привело к повышению износостойкости образцов (кривые 1', 2', 5') по сравнению с закаленными образцами. При этом наименьший износ имели образцы, азотированные по режиму 5 (см. табл. 4.8), в которых на поверхности отсутствовал хрупкий нитридный слой, а азотированный состоял только из зоны внутреннего

азотирования. Образцы 1, 2, 5 азотированные после закалки в водородсодержащей среде по аналогичным режимам показали меньшую износостойкость по сравнению с закаленными образцами и всеми образцами, азотированными в безводородных средах. Причиной этому послужила более высокая хрупкость поверхностного слоя, вызванная водородным охрупчиванием и наличием нитридных фаз ($\text{Fe}_{2,3}\text{N}$ и Fe_4N) на поверхности азотированного слоя. Следовательно, для повышения износостойкости при трении качения необходимо стремиться к получению твердой основы и упрочнению поверхности без существенного повышения хрупкости, что достигается применением нитрозакалки.

На рис. 4.39 приведены данные износостойкости образцов после нитрозакалки по различным режимам, позволившим получить различные свойства поверхности (структуру и фазовый состав) и имевшим различную твердость (3,2–7,5 ГПа). Из графиков видно, что режим нитрозакалки оказывает существенное влияние на износостойкость образцов и по сравнению с исходными (закаленными) образцами может как значительно повысить, так и значительно понизить ее. Наибольшим сопротивлением изнашиванию обладают образцы (1, 3, 5) с микротвердостью поверхности 6,4–7,4 ГПа. Меньшие значения микротвердости поверхности приводят к уменьшению противозносных характеристик покрытий.

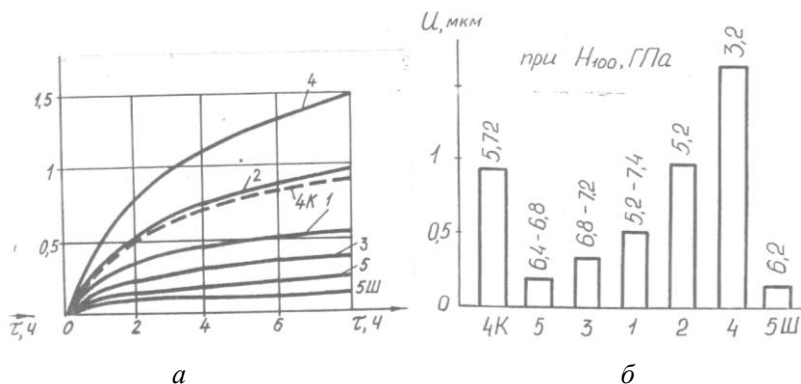
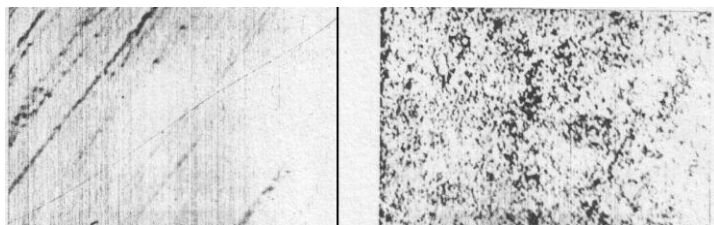


Рис. 4.39. Кинетика износа (а) и износ после 10 ч испытаний (б) образцов из стали ШХ15 при трении качения в жидкости ПГВ: 4К – исходных закаленных; 1–5 нитрозакаленных по соответствующим режимам (см. табл. 4.8), 5Ш – нитрозакаленных по режиму 5 с последующей шлифовкой

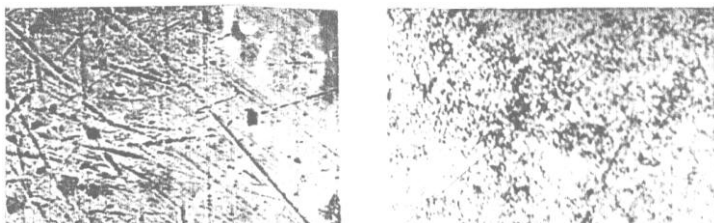
Исследования [406] показывают, что у нитрозакаленных образцов (независимо от условий насыщения и поверхностной микротвердости) микротвердость на дорожке качения возрастает незначительно, тогда как у исходных неупрочненных образцах в указанной зоне она возрастает в 2–2,3 раза. Это свидетельствует о более интенсивном пластическом деформировании и упрочнении поверхностных слоев неупрочненных образцов и невысокой стабильности их свойств по сравнению с нитрозакаленными образцами. Поэтому деформация нитрозакаленного слоя, которая сама по себе мала, играет роль буфера по отношению к деформации основного металла.

Весь процесс трения и изнашивания нитрозакаленных образцов в масле, как и при работе подшипников, изготовленных по традиционной технологии], может быть разделен на три стадии [407]: 1 – упрочнение (приспособляемость); 2 – насыщение (повреждаемость); 3 – разрушение (изнашивание). Однако в трении качения нитрозакаленной стали ШХ15 имеются свои особенности, связанные с отставанием и степенью развития каждой стадии. Это наиболее ярко проявляется при трении качения нитрозакаленных образцов в масле (см. рис. 4.40). В данном случае процесс может оказаться настолько замедленным, что формирование вторичных структур, характерных для первой стадии, продолжается вплоть до второго-третьего этапов испытания (4–6 ч). Вторая же стадия контактной усталости наступает только через 6 ч испытания. При этом на дорожке качения зарождаются и развиваются точечные усталостные дефекты (рис. 4.40). Их появлению предшествуют локальное повышение твердости (упрочнение) до определенного значения и разупрочнение металла вокруг контура упрочненной области. Эти два столь разные состояния металла покрытия в зоне качения легко обнаруживаются по различной окраске – упрочненная область белого цвета, а разупрочненная – соломенно-желтого.

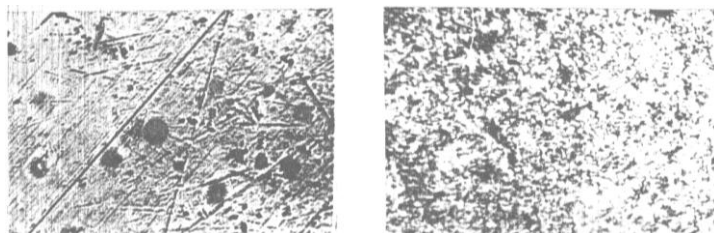
Окончательной фазой формирования таких дефектов является выкрашивание упрочненного металла. Наибольшей повреждаемости, как и обычно, подвержены краевые участки дорожки качения, что соответствует эпюре напряжений [4, 5]. Необходимо отметить, что исходный рельеф поверхности сохраняется даже на третьем этапе испытания, и только на последнем этапе его сменяет рабочий рельеф, при этом травимость дорожки качения заметно возрастает.



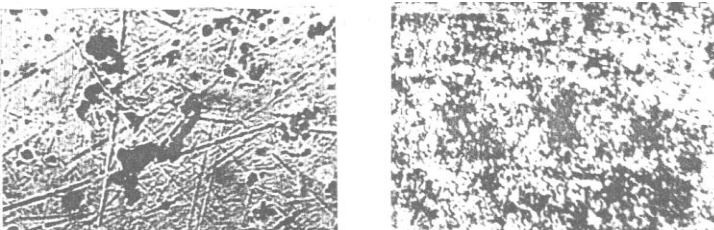
a



б



в



г

**Рис. 4.40. Кинетика рельефа поверхности и микроструктуры нитрозакаленной стали 30X15 при трении качения в масле ИС2А ($\times 500$):
a) 0 ч (исходной); *б*) 2 ч; *в*) 4 ч; *г*) 10 ч**

Отличительным признаком трения качения нитрозакаленной стали ШХ15 является также то, что, несмотря на чрезвычайно высокие контактные напряжения, трение сосредоточивается в тончайшем поверхностном слое, толщина которого соизмерима с высотой микронеровностей. Это и обуславливает небольшую глубину повреждаемости поверхности нитрозакаленных образцов. Такое состояние поверхности по качественным характеристикам может быть принято за начало третьей стадии усталости. Однако полного развития при данных условиях испытания нитрозакаленных образцов в масле она не получает.

При трении качения в водосодержащей среде (жидкость ПГВ) сопротивление нитрозакаленной стали ШХ15 контактной усталости снижается (см. рис. 4.41). Здесь уже на первом этапе испытания (2 ч) исходный (технологический) рельеф почти полностью сменяется рабочим, представляющим собой гладкую поверхность с отдельными очагами контактно-усталостной повреждаемости. Общая картина трансформации и степень повреждаемости поверхности трения напоминает те изменения металла покрытия, которые имеют место на третьем этапе испытания (6 ч) нитрозакаленных образцов в масле. Очевидно, что уже на этом этапе запас пластичности почти полностью исчерпывается, первая стадия трения и изнашивания завершается.

При взаимодействии компонентов жидкости ПГВ с весьма твердой и хрупкой фазой эти процессы в значительной мере усиливаются. Поэтому за весьма непродолжительный период испытания (4 ч) качество поверхности трения заметно ухудшается. Образовавшиеся на первом этапе вторичные структуры разрушаются и на поверхности появляются зоны повышенной травимости, размеры которых значительно больше размеров зон повреждаемости, возникающих после испытания (10 ч) в масле. Некоторое ухудшение механических свойств материала покрытий при трении качения в жидкости ПГВ связано, видимо, с проявлением коррозии под напряжением и, отчасти, с наводороживанием металла. При увеличении числа циклов нагружения под действием знакопеременных напряжений активизируется коррозионная и водородная усталость. В результате в более напряженных областях (краевые участки) дорожки качения появляются сравнительно развитые коррозионно-усталостные дефекты (раковины). Микроструктурно они обнаруживаются по большей травимости. В то же время на дорожке качения можно видеть элементы исходного микрорельефа. Это свидетельствует о сравнительно высокой сопротивляемости нитрозакаленной стали ШХ15 пластическим деформациям.

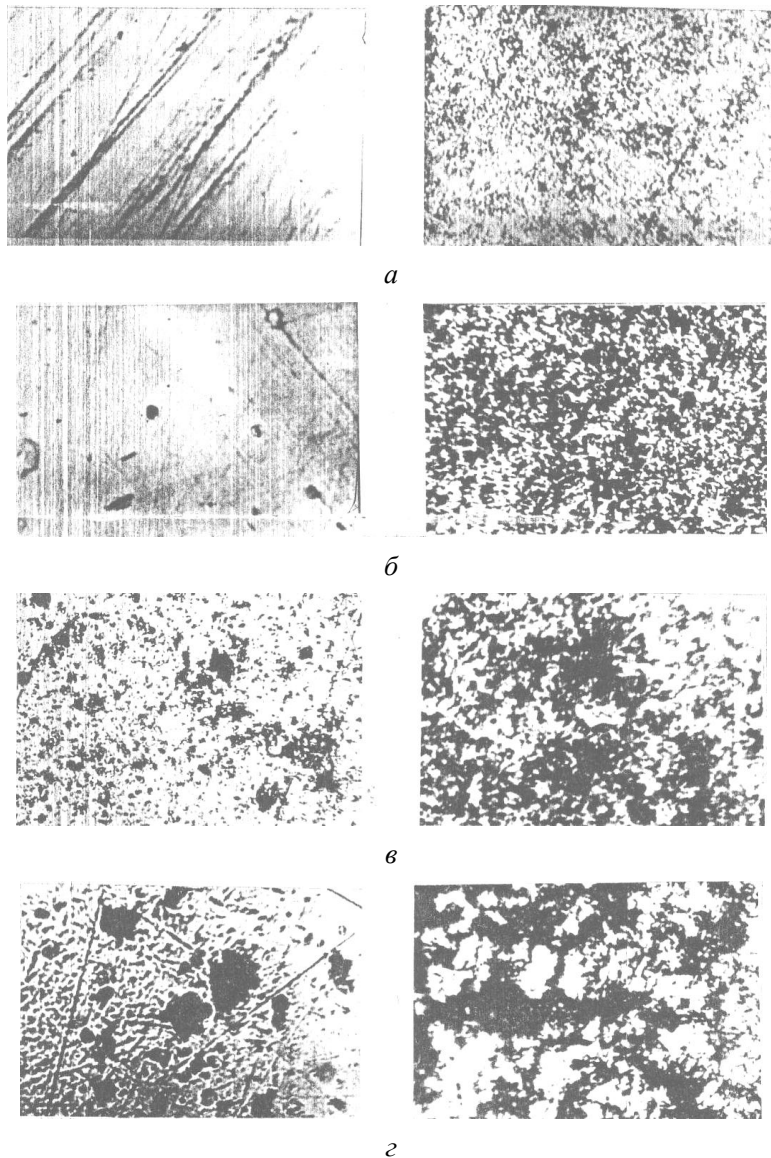


Рис. 4.41. Кинетика рельефа поверхности и микроструктуры нитрозакаленной стали ШХ15 при трении качения в жидкости ПГВ ($\times 500$): а) 0 ч (исходной); б) 2 ч; в) 4 ч; г) 10 ч

Характер влияния среды на сопротивление усталости зависит от уровня циклических напряжений [162]. Высокие контактные напряжения возникающие при трении качения, в сочетании с пониженным напряжением начала течения металла вследствие действия компонентов жидкости ПГВ обуславливают быстрое накопление дислокаций и вакансий, которые могут диффундировать в область максимальных контактных напряжений и там коагулировать, снижая прочность материала покрытия. В результате на завершающем этапе испытания (10 ч) в приповерхностном слое дорожки качения возникает сетка трещин, что, очевидно, следует отнести к начальной стадии патологического изнашивания в виде шелушения.

Наиболее высокие, стабильные, качественные и противозносные характеристики имеют нитрозакаленные образцы, у которых поверхностный карбонитридный слой был снят шлифованием на глубину 50–60 мкм. Полученные таким способом однослойные покрытия со структурой азотистого легированного мартенсита отпуска отличаются сравнительно высокой микротвердостью (6,2 Па) и равномерным ее распределением по поверхности трения (см. рис. 4.39, образец 5Ш).

После испытаний в жидкости ПГВ в течение 4 ч образцов с однослойным покрытием износ был наименьшим и на поверхности трения были обнаружены только следы качения шариков при максимальной степени наклепа 125 %. За этот же период испытаний образцов с поверхностным карбонитридным слоем износ составил 0,2 мкм при наклепе 160 %, а у образцов, изготовленных по стандартной технологии, износ составлял 0,7 мкм при наклепе 200–220 %.

В таблице 4.9 приведены результаты износа образцов в жидкости ПГВ после нитрозакалки по различным технологическим режимам. Как видно из приведенных результатов, износ образцов в значительной степени зависит от режимов технологического процесса азотирования и закалки, причем режимы ионного азотирования позволяют изменять износ в 5–6 раз, а время выдержки в 6–10 раз. Анализ приведенных данных позволяют технологические режимы азотирования, обеспечивающие наименьший износ. При времени выдержки в расплаве солей при закалке $t = 10$ мин наименьший износ имеют образцы, азотированные по режиму 3. При $t = 7$ мин более благоприятные режимы 4–6 (см. табл. 4.9). Уменьшение времени выдержки при закалке до 5 мин приводит к значительному износу при всех режимах азотирования, т.е. это время недостаточно, чтобы про-

изошли необходимые структурные изменения и перераспределение концентрации азота в материале образца. Кроме того, эти данные показывают возможность оптимизации технологии нитрозакалки.

Таблица 4.9

**Величина износа образцов из стали ШХ15,
подвергавшихся нитрозакалке по различным режимам
после испытания на трение качения**

| № п/п | Износ по поверхностям <i>A</i> и <i>B</i> , мкм | | | | | | | | |
|----------|---|----------|-----------------|---------------------------------------|----------|-----------------|---------------------------------------|----------|-----------------|
| | Выдержка в расплаве солей $t = 10$ мин | | | Выдержка в расплаве солей $t = 7$ мин | | | Выдержка в расплаве солей $t = 5$ мин | | |
| | <i>A</i> | <i>B</i> | Суммарный износ | <i>A</i> | <i>B</i> | Суммарный износ | <i>A</i> | <i>B</i> | Суммарный износ |
| 1 | 0,27 | 0,34 | 0,61 | 0,24 | 0,26 | 0,50 | 1,5 | 2,3 | 3,8 |
| 2 | 0,57 | 0,39 | 0,96 | 0,37 | 0,48 | 0,85 | 3,8 | 5,2 | 9,0 |
| 3 | 0,48 | 0,54 | 1,02 | 0,26 | 0,32 | 0,58 | 2,1 | 2,3 | 4,5 |
| 4 | 0,76 | 0,89 | 1,65 | 0,54 | 0,42 | 0,96 | 7,7 | 9,8 | 12,5 |
| 5 | 0,52 | 0,78 | 1,30 | 0,43 | 0,41 | 0,84 | 5,6 | 5,8 | 11,4 |
| 6 | 0,98 | 0,97 | 1,95 | 0,48 | 0,72 | 1,2 | 2,1 | 1,6 | 3,7 |
| 7 | 0,56 | 0,64 | 1,2 | 0,35 | 0,44 | 0,79 | 6,2 | 4,8 | 10,4 |
| 8 | 0,81 | 0,79 | 1,6 | 0,57 | 0,55 | 1,12 | 8,9 | 7,1 | 16,0 |
| 9 | 0,65 | 0,88 | 1,53 | 0,41 | 0,64 | 1,05 | 4,4 | 6,1 | 10,5 |
| 10 | 0,37 | 0,50 | 0,87 | 0,24 | 0,38 | 0,62 | 3,1 | 2,4 | 5,5 |
| 11 | 0,88 | 0,77 | 1,65 | 0,21 | 0,37 | 0,58 | 6,6 | 5,7 | 12,3 |
| 12 | 0,59 | 0,67 | 1,26 | 0,42 | 0,40 | 0,82 | 4,9 | 5,6 | 10,5 |
| 13 | 0,60 | 0,54 | 1,14 | 0,45 | 0,35 | 0,80 | 6,8 | 5,7 | 12,5 |
| 14 | 0,21 | 0,24 | 0,45 | 0,17 | 0,15 | 0,32 | 3,7 | 3,8 | 7,5 |
| 15 | 0,61 | 0,69 | 1,3 | 0,43 | 0,47 | 0,90 | 8,3 | 6,2 | 14,5 |
| 16 | 0,43 | 0,63 | 0,96 | 0,31 | 0,41 | 0,72 | 5,4 | 3,8 | 9,2 |
| 17 | 0,19 | 0,21 | 0,40 | 0,23 | 0,29 | 0,52 | 3,8 | 4,2 | 8,0 |

Математическая обработка результатов экспериментов, приведенных в таблице 4.9, позволили получить зависимости интенсивности изнашивания при трении качения от технологических параметров ионного азотирования и продолжительности выдержки в соляном расплаве при закалке (см. рис. 4.42), позволяющие определить характер и степень влияния каждого из них на интенсивность изнашивания.

Проведенные исследования показали, что нитрозакалка позволяет коренным образом изменить структуру и свойства азотированного слоя. Однако сопротивление контактной усталости таких покрытий отличается большим разбросом значений.

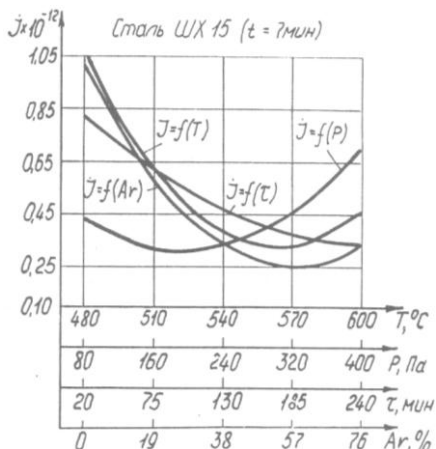


Рис. 4.42. Зависимость интенсивности изнашивания при трении качения в среде ПГВ стали ШХ15 после нитрозакалки (выдержка в расплаве солей 7 мин) от технологических параметров ионного азотирования

Основная причина этого кроется в нестабильности качественных характеристик поверхностного карбонитридного слоя. В условиях работы при повышенных контактных напряжениях (трении качения) такой слой следует считать дефективным, и его целесообразно удалять шлифованием. При этом обнажается наиболее благоприятная для сопротивления контактной усталости структура азотистого мартенсита со стабильными физико-механическими свойствами.

4.8. Влияние концентрации азота в азотированном слое на интенсивность изнашивания при трении

Обоснованный выбор легирующих элементов в сплавах для пар трения оказывает решающее влияние на закономерности явления структурной приспособляемости и является одним из главных путей достижения оптимальных показателей трения и поверхностной прочности [2]. Получение вторичных структур заданного типа, обладающих определенными свойствами существенно зависят от химического состава исходного материала. Легирующие элементы обуславливают кинетику образования и весь комплекс свойств вторичных структур, определяющих их прочность и связь с основным металлом.

Вследствие резко выраженной диффузии элементов из глубинных слоев к поверхности трения участие того или иного легирующего элемента в образовании вторичных структур существенно возрастает. Эти легирующие элементы и их концентрация могут либо расширять, либо сужать области образования и разрушения вторичных структур первого и второго типов, изменяя трибологические характеристики пар трения. Такой подход открывает широкие возможности для создания новых материалов для антифрикционных и фрикционных узлов трения машин [409].

Ионное азотирование, помимо сдерживания активации поверхности при трении за счет ее упрочнения, позволяет изменять химический состав и структуру исходного материала за счет легирования поверхности азотом и оказывает существенное влияние на ее трибологические характеристики.

На рис. 4.43 приведены зависимости интенсивности износа пар трения от процентного содержания азота на поверхности азотированного слоя при трении качения J_k и трении скольжения в масле J_m , в агрессивной J_{ag} и абразивной $J_{аб}$ средах. С повышением процентного содержания азота в поверхностном слое исходного материала интенсивность изнашивания уменьшается и достигает минимального значения при определенном значении концентрации азота, дальнейшее увеличение которой приводит к возрастанию интенсивности изнашивания. Т.е. имеет место эффект инверсии влияния концентрации азота на качественные и количественные характеристики трения. Данный эффект объясняется тем, что с учетом реальных условий трения существуют такие концентрации азота для данных материалов, при которых возникают оптимальные условия структурной приспособляемости, вызывающее образование вторичных структур оптимального состава и обеспечивающее минимальную активацию поверхности трения. Отклонение концентрации азота на поверхности трения в большую или меньшую сторону от оптимальной области приводит к изменению состава вторичных структур и повышению интенсивности изнашивания. Исследования показали, что при трении качения минимальная интенсивность изнашивания достигается при концентрации азота на поверхности трения 3,5–5,5 вес. %. Тогда на поверхности трения образуются преимущественно вторичные структуры первого типа и фазовый состав представляет твердый раствор ($\alpha + \gamma'$)-фаз, обладающий достаточно высокой твердостью и пластичностью. При трении скольжения оптимальная область смещается в сторону больших концент-

раций азота (5,5–8 вес. %) и тем больше, чем выше агрессивность и абразивность среды.

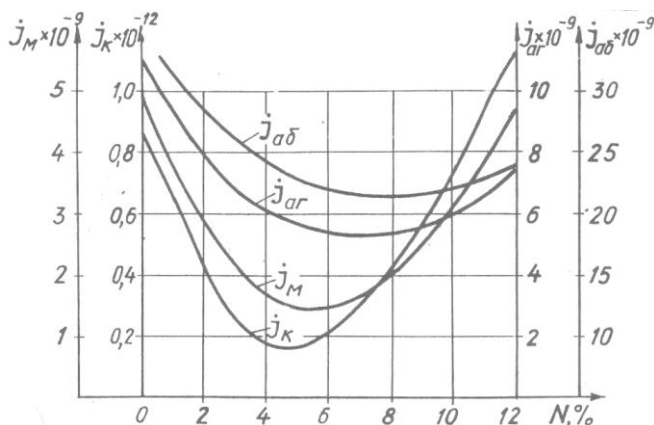


Рис. 4.43. Влияние концентрации азота в поверхностном слое на интенсивность изнашивания при трении: качения J_K , скольжения в масле J_M , скольжения в агрессивной среде J_{ar} , скольжения в абразивной среде J_{ab}

При этом азотированный слой имеет достаточно высокую твердость и пластичность, а фазовый состав поверхностного слоя состоит из нитридных соединений (γ' -фазы) и незначительной части (до 20 % α -фазы, что способствует образованию вторичных структур преимущественно второго типа. Повышение концентрации азота выше оптимального значения вызывает повышение хрупкости и снижение пластичности поверхности трения. Вторичные структуры второго типа, образующиеся при трении, становятся хрупкими, что приводит к повышению интенсивности изнашивания. При концентрации азота меньшей от оптимального значения твердость и коррозионная стойкость поверхностного слоя уменьшаются. В этом случае на поверхности трения кроме вторичных структур второго типа образуются вторичные структуры первого типа, которые при воздействии коррозионных сред быстро разрушаются, что также приводит к повышению интенсивности износа поверхности трения.

Таким образом, установленный эффект влияния инверсии концентрации азота в поверхностном слое на интенсивность изнашивания при трении показывает возможности оптимизации свойств поверхности трения при ионном азотировании.

Выводы по главе

Проведенные экспериментальные исследования подтвердили правильность концепции и путей повышения несущей способности и долговечности элементов конструкций с диффузионным покрытием, теоретически обоснованными в главе 2. На примере ионного азотирования в безводородных средах проверены критерии оптимизации соотношений физико-механических характеристик, химического и фазового составов покрытия в различных условиях испытаний. Доказано вредное влияние водорода на физико-механические свойства конструктивных элементов при ионном азотировании в водородсодержащих средах, вызывающее охрупчивание и рапупрочнение покрытия и основы.

Испытаниями на кратковременную прочность при растяжении и усталость при изгибе образцов из различных сталей установлено, что при ионном азотировании в безводородных средах повышаются предел прочности $\sigma_{вр}$ на 4–11 %, предел выносливости при многоцикловом нагружении в 1,9–3,6 раза и снижаются пластические характеристики в 1,1–1,3 раза в зависимости от марки стали и технологического режима диффузионного насыщения. Подтверждено положение теоретических исследований о том, что несущая способность и долговечность при растяжении и изгибе достигаются при оптимальных значениях остаточных напряжений на поверхности и возрастании отношения толщины покрытия к толщине конструктивного элемента в опасном сечении. Ионное азотирование в водородсодержащих средах вызывает снижение прочностных характеристик образцов на 30–45 %, предела выносливости на 25 % и пластических характеристик – до двух раз по сравнению с ионным азотированием в безводородных средах. Степень вредного влияния водорода на характеристики прочности и пластичности снижается с повышением уровня легирования стали. Фрактурграфическими исследованиями установлено, что в образцах, подвергавшихся азотированию в водородсодержащих средах, происходит охрупчивание азотированного слоя и основы. Зарождение микротрещин начинается с поверхности, а при азотировании в безводородных средах зарождение микротрещин происходит под азотированным слоем или внутри его в местах скопления дислокаций.

Испытания на малоцикловую усталость показали, что при деформациях $\varepsilon > 0,3$ % долговечность азотированных образцов ниже, чем неазотированных, причем это понижение тем больше, чем меньше

пластических свойств стали и больше ε . Поэтому применение ионного азотирования при упруго-пластической деформации $\varepsilon \geq 0,3$ % нецелесообразно.

Исследования показали, что ионное азотирование при определенных режимах упрочнения позволяет на порядок повысить долговечность деталей при фреттинг-усталости. Основными критериями повышения долговечности являются оптимальные остаточные напряжения на поверхности азотированного слоя (2.23), максимальная толщина покрытия и минимальное отношение модуля упругости покрытия к модулю упругости основы.

Ионное азотирование позволяет существенно повысить коррозионную стойкость сталей в различных средах как в статике, так и при перемешивании растворов. Коррозионная стойкость тем выше, чем выше концентрация азота и процентное содержание ε -фазы на поверхности азотированной стали. Повышение усталостной прочности и коррозионной стойкости сталей после ионного азотирования обуславливает значительное повышение их кавитационно-эрозионной стойкости.

Ионное азотирование позволяет существенно повысить трибологические характеристики пар трения в различных условиях эксплуатации. Изменяя режимы ионного азотирования, на поверхности можно сформировать такую структуру и фазовый состав, которые в реальных условиях эксплуатации будут способствовать максимально быстрому образованию вторичных структур, обеспечат минимальный износ и коэффициент трения, повысят несущую способность пары трения. Наибольшее влияние на трибологические характеристики оказывают режимы ионного азотирования в период приработки.

Испытания на контактную выносливость показали, что ионное азотирование способствует сдерживанию пластических деформаций. Наличие азотированного слоя препятствует выходу дислокаций на поверхность, локализует максимальные контактные напряжения в тонком поверхностном слое, замедляет развитие микротрещин. Разработанная технология нитрозакалки с последующей шлифовкой поверхности позволила повысить контактную выносливость образцов в пять раз и полностью подтвердила теоретические рекомендации по повышению несущей способности и долговечности конструктивных элементов при контактном нагружении (гл. 2). Анализ результатов исследований изнашивания азотированных сталей при трении скольжения и качения в различных сре-

дах позволил установить эффект инверсии влияния концентрации азота в поверхностном слое на интенсивность изнашивания.

Обобщая результаты проведенных исследований физико-механических, электрохимических и трибологических характеристик азотированных сталей в различных условиях можно сделать вывод о том, что максимального повышения прочности и долговечности элементов конструкций можно достичь оптимизацией соотношений характеристик покрытия и основы с применением безводородной технологии нанесения диффузионных покрытий, минимально разупрочняющей основу.

ОПТИМИЗАЦИЯ ТЕХНОЛОГИИ ИОННОГО АЗОТИРОВАНИЯ В БЕЗВОДОРОДНЫХ СРЕДАХ ПО ПАРАМЕТРАМ ПРОЧНОСТИ И ДОЛГОВЕЧНОСТИ

5.1. Обоснование выбора параметров оптимизации и постановка задачи

Получение диффузионных покрытий с различными характеристиками, структурой и фазовым составом открывает возможности для их оптимизации с учетом условий нагружения по интересующим нас эксплуатационным параметрам. Это наглядно можно проследить на примере ионного азотирования.

Схема процесса формирования, эксплуатации и управления диффузионными покрытиями, полученными методом ионного азотирования в азотаргонной среде показана на рис. 5.1. На исходном материале с присущими ему свойствами и характеристиками под воздействием кинетической энергии ионов насыщающей среды, управляемой четырьмя основными технологическими параметрами процесса ионного азотирования (давлением p , продолжительностью τ , температурой T и содержанием Ar насыщающей среде) и процессами адсорбции и диффузии, формируется диффузионный азотированный слой с определенными физико-механическими характеристиками (глубиной h , твердостью HV, градиентом свойств Grad, концентрацией азота K_N и др.), каждая из которых связана с этими технологическими параметрами определенной функциональной зависимостью:

$$\left. \begin{aligned} h &= f_1(p, \tau, T, \% \text{ Ar}); \\ \text{HV} &= f_2(p, \tau, T, \% \text{ Ar}); \\ \text{Grad} &= f_3(p, \tau, T, \% \text{ Ar}); \\ K_N &= f_4(p, \tau, T, \% \text{ Ar}); \\ &\dots \end{aligned} \right\} \quad (5.1)$$



Рис. 5.1. Схема процесса формирования, эксплуатации и управления диффузионными покрытиями, полученными методом ионного азотирования

Прочностные и эксплуатационные характеристики детали зависят от физико-механических характеристик покрытий и основы, и связаны с ними также определенными функциональными зависимостями:

$$\left. \begin{aligned}
 \sigma &= f_1' \left(\frac{h_n}{h_o}, \frac{HV_n}{HV_o}, \text{Grad}, K_N, \frac{E_n}{E_o}, \dots \right); \\
 N &= f_2' \left(\frac{h_n}{h_o}, \frac{HV_n}{HV_o}, \text{Grad}, K_N, \frac{E_n}{E_o}, \dots \right); \\
 U &= f_3' \left(\frac{h_n}{h_o}, \frac{HV_n}{HV_o}, \text{Grad}, K_N, \frac{E_n}{E_o}, \dots \right); \\
 &\dots
 \end{aligned} \right\}, \quad (5.2)$$

где σ , N , U – соответственно, максимальное напряжение, усталостная выносливость, износ. Следовательно:

$$\left. \begin{aligned} \sigma &= F_1(p, \tau, T, \% \text{ Ar}); \\ N &= F_2(p, \tau, T, \% \text{ Ar}); \\ U &= F_3(p, \tau, T, \% \text{ Ar}); \\ &\dots \end{aligned} \right\} \quad (5.3)$$

Так как покрытия и основной материал имеют большое количество характеристик, многие из которых определяются с большими трудностями и требуют специальных исследований, то управление прочностными и эксплуатационными характеристиками деталей с покрытиями с помощью технологических параметров является более перспективным. Определение функциональных зависимостей (5.3) представляет меньшие трудности и является более точным, так как они легко и точно контролируются при проведении технологического процесса диффузионного насыщения. Имея функциональную зависимость (5.3), можно осуществить оптимизацию технологических параметров процесса нанесения диффузионного покрытия по двум направлениям: 1) по заданным значениям прочностных и эксплуатационных характеристик, исходя из экономических или других критериев [410]; 2) по экстремальным значениям прочностных и эксплуатационных характеристик.

При первом направлении оптимизации сначала находится оптимальная область значений интересующих нас характеристик, удовлетворяющую заданным условиям, а затем в этой области по определенному критерию находится оптимальное значение технологических параметров.

Пусть базовый режим упрочнения характеризуется фиксированными значениями первичных факторов p_0 , τ_0 , T_0 , $\% \text{ Ar}_0$. Ставится задача определить такую область в пространстве первичных факторов (технологических параметров):

$$\left. \begin{aligned} b_1 &\leq T \leq a_1; \\ b_2 &\leq p \leq a_2; \\ b_3 &\leq \tau \leq a_3; \\ b_4 &\leq \% \text{ Ar} \leq a_4; \\ &\dots \end{aligned} \right\}, \quad (5.4)$$

в которых выполняются следующие ограничения на прочностные и эксплуатационные характеристики

$$\sigma \leq [\sigma]; N \geq [N]; U \leq [U]. \quad (5.5)$$

Условие (5.5) геометрически определяет некоторую область в пространстве первичных факторов. Определение множества, описываемого (5.4), означает вписывание в эту область параллелепипеда, заведомо содержащего точку $(p_0, T_0, \tau_0, \% \text{ Ar}_0)$. Таких параллелепипедов можно вписать бесчисленное множество. Однако, далеко не каждый из них удовлетворяет нас по различным соображениям экономического или производственного характера. Так, например, создание слишком большого интервала варьирования P гораздо более трудоемко и технически сложнее, чем поддержание относительно небольших давлений в течении большого промежутка времени; сокращение продолжительности процесса τ и проведение процесса ионного азотирования при более низких температурах T экономически более выгодно, чем изменение остальных параметров p , $\% \text{ Ar}$ и т.д. Поэтому имеет смысл ввести критерий, описывающий количественно такого рода соображения. Для этого представим неравенство (5.4) в виде:

$$\left. \begin{aligned} t_0 - \Delta_1 &\leq T < T_0 + \Delta_1; \\ p_0 - \Delta_2 &\leq p < p_0 + \Delta_2; \\ \tau_0 - \Delta_3 &\leq \tau < \tau_0 + \Delta_3; \\ \% \text{ Ar}_0 - \Delta_4 &\leq \% \text{ Ar} < \% \text{ Ar}_0 + \Delta_4. \end{aligned} \right\} \quad (5.6)$$

Тогда оптимизационный критерий можно записать в виде:

$$K = C_1\Delta_1 + C_2\Delta_2 + C_3\Delta_3 + C_4\Delta_4, \quad (5.7)$$

где C_i – коэффициент, определяемый в результате экспериментов (экспертного опроса), $\sum C_i = 1$.

Решение поставленной задачи будем искать в виде множества, описываемого соотношениями (5.6), в котором оптимизируется критерий (5.7).

Таким образом, доставленная задача приводится к задаче условной оптимизации критерия (5.7) при наличии зависимости (5.3) и ограничений (5.5).

При втором направлении оптимизации по экстремальным значениям интересующих нас характеристик, которое наиболее часто встречается в практике, применяют известные методы определения экстремальных значений функций [371, 411] и при многопараметрических зависимостях (многомерных задачах) поиск оптимальных параметров процесса ведут на ЭВМ, используя один из методов нелинейного программирования.

В нашем случае оптимизации технологического процесса ионного азотирования в безводородных средах ставится задача определить оптимальные значения технологических факторов p , T , τ и % Ar, обеспечивающих экстремальное значение интересующей нас характеристики прочности или долговечности, а именно:

– максимальных предела прочности $\sigma_{вр}$, предела текучести σ_T , предела пропорциональности $\sigma_{мп}$, относительного удлинения δ , относительного сужения ψ при испытаниях на растяжение;

– максимального количества циклов нагружения N при испытаниях на многоцикловую усталость (при изгибе) и на фреттинг-усталость;

– минимального износа U при трении скольжения и трении качения.

5.2. Методика оптимизации технологических параметров процесса ионного азотирования

Исследования влияния технологических параметров ионного азотирования на эксплуатационные характеристики азотированных образцов (гл. 4) показали, что эти зависимости нелинейные. Применение математических моделей первого порядка для описания данных процессов [396, 397, 412] возможно только в узком диапазоне изменения переменных факторов; когда функция на данном участке может быть с достаточной точностью аппроксимирована прямой линией. Поэтому при решении поставленной задачи оптимизации для математического описания этих зависимостей и рационального проведения опытов применен метод планирования экспериментов – план второго порядка Хартли [371]. Планы Хартли отличаются от других планов второго порядка большей экономичностью. Например, при четырехфакторном эксперименте по ортогональному центрально-композиционному плану (ОЦКП) требуется 25 опытов, по равномерному рототабельному центрально-компози-

ционному плану (РЦКП) требуется 31 опыт, по композиционному плану Хартли требуется 17 опытов. Однако, обработка результатов экспериментов более сложна и требует применения ЭВМ.

Математическое описание исследуемого явления осуществлялось регрессивной моделью в виде полного квадратичного полинома [371]:

$$\phi(x) = \beta_0 + \sum_{i=1}^n \beta_i x_i + \sum_{i=1}^n \beta_{ii} x_i^2 + \sum_{i=1}^{n-1} \sum_{j=i+1}^n \beta_{ij} x_i x_j, \quad (5.8)$$

где $\phi(x)$ – функция отклика (выходная переменная);

$\beta_0, \beta_i, \beta_{ii}, \beta_{ij}$ – коэффициенты уравнения регрессии;

x_i, x_j – независимые переменные величины (факторы).

Коэффициенты регрессии, представленные в виде векторного столбца B , находятся из матричного уравнения [371]:

$$(F^T F) \cdot B = (F^T \cdot Y),$$

где F – матрица планирования эксперимента;

F^T – транспонированная матрица, матрица $(F^T \cdot F) = \Phi$ называется информационной матрицей Фишера; Y – вектор столбец результатов эксперимента. Для четырехфакторного эксперимента плана второго порядка уравнение регрессии имеет вид:

$$\begin{aligned} \phi(x) = & \beta_0 + \beta_1 x_1 + \beta_2 x_2 + \beta_3 x_3 + \beta_4 x_4 + \beta_{11} x_1^2 + \beta_{22} x_2^2 + \beta_{33} x_3^2 + \\ & + \beta_{44} x_4^2 + \beta_{12} x_1 x_2 + \beta_{13} x_1 x_3 + \beta_{14} x_1 x_4 + \beta_{23} x_2 x_3 + \beta_{24} x_2 x_4 + \beta_{34} x_3 x_4. \end{aligned} \quad (5.9)$$

Проверка адекватности полученной регрессионной модели проводилась при помощи критерия Фишера путем сопоставления дисперсий адекватности и воспроизводимости.

Введем следующие обозначения четырех переменных факторов технологического процесса ионного азотирования: Z_1 – температура ионного азотирования T (°C); Z_2 – давление в вакуумной камере в процессе диффузионного насыщения p (Па); Z_3 – продолжительность процесса насыщения τ (мин); Z_4 – содержание аргона в азотаргонной насыщающей среде Ar (об. %).

Доверительные уровни изменения факторов следующие: $Z_1 = 480\text{--}600$ °C; $Z_2 = 80\text{--}400$ Па; $Z_3 = 20\text{--}240$ хв; $Z_4 = 0\text{--}76$ об. %.

Обозначив верхний уровень фактора Z_j через Z_j^{\max} нижний уровень через Z_j^{\min} , определим центр плана по соответствующему фактору:

$$Z_j^0 = \frac{Z_j^{\max} + Z_j^{\min}}{2} \quad (5.10)$$

и шаг варьирования

$$\Delta Z_j = \frac{Z_j^{\max} - Z_j^{\min}}{2}. \quad (5.11)$$

Тогда согласно зависимостям (5.10) и (5.11): $Z_1^0 = 540$ °С; $Z_2^0 = 240$ Па; $Z_3^0 = 130$ мин; $Z_4^0 = 38$ об. % Ar; $\Delta Z_1 = 60$ °С; $\Delta Z_2 = 160$ Па; $\Delta Z_3 = 110$ мин; $\Delta Z_4 = 38$ об. % Ar.

Для составления матрицы планирования удобно от системы координат фактических параметров Z_1, Z_2, Z_3, Z_4 перейти к безразмерной системе координат X_1, X_2, X_3, X_4 путем следующего линейного преобразования:

$$X_j = \frac{Z_j - Z_j^0}{\Delta Z_j}. \quad (5.12)$$

$$\begin{aligned} \text{Тогда } X_1 &= \frac{Z_1 - 540}{60}; & X_2 &= \frac{Z_2 - 240}{160}; \\ X_3 &= \frac{Z_3 - 130}{110}; & X_4 &= \frac{Z_4 - 38}{38}. \end{aligned} \quad (5.12, \text{ а})$$

Матрица спектра плана Хартли в области гипершара для четырехфакторного эксперимента приведена в таблице 5.1.

Таблица 5.1

Матрица спектра плана Хартли при $n = 4$ (область – гипершар)

| Составная часть плана | j | Фактор | | | |
|-----------------------|-----|--------|-------|-------|-------|
| | | X_1 | X_2 | X_3 | X_4 |
| I | 2 | 3 | 4 | 5 | 6 |
| Ядро план | 1 | +0,5 | +0,5 | +0,5 | +0,5 |
| | 2 | -0,5 | +0,5 | +0,5 | +0,5 |
| | 3 | +0,5 | -0,5 | +0,5 | -0,5 |
| | 4 | -0,5 | -0,5 | +0,5 | -0,5 |
| | 5 | +0,5 | +0,5 | -0,5 | -0,5 |
| | 6 | -0,5 | +0,5 | -0,5 | -0,5 |
| | 7 | +0,5 | -0,5 | -0,5 | +0,5 |
| | 8 | -0,5 | -0,5 | -0,5 | +0,5 |
| “Звездные” точки | 9 | -1 | 0 | 0 | 0 |
| | 10 | +1 | 0 | 0 | 0 |
| | 11 | 0 | -1 | 0 | 0 |

Продолжение таблицы 5.1

| <i>I</i> | 2 | 3 | 4 | 5 | 6 |
|-------------------|----|---|----|----|----|
| “Звездные” точки | 12 | 0 | +1 | 0 | 0 |
| | 13 | 0 | 0 | -1 | 0 |
| | 14 | 0 | 0 | +1 | 0 |
| | 15 | 0 | 0 | 0 | -1 |
| | 16 | 0 | 0 | 0 | +1 |
| Центральная точка | 17 | 0 | 0 | 0 | 0 |

Используя зависимость (5.11) и данные таблицы 5.1 находим фактические величины параметров азотирования:

$$Z_j = X_j \cdot \Delta Z_j + Z_j^0. \quad (5.13)$$

Полученные на основании (5.13) данные приведены в таблице 5.2. С целью увеличения достоверности исследований, центральные точки повторяются четыре раза (режимы 17–20, табл. 5.2).

Таблица 5.2

Параметры ионного азотирования по плану Хартли

| Режим азотирования | Параметры режима азотирования | | | |
|--------------------|-------------------------------|---------------|--------------|----------------------------|
| | <i>T</i> , °C | <i>P</i> , Па | τ , мин | об. % Ag, в смеси с азотом |
| 1 | 570 | 320 | 185 | 57 |
| 2 | 510 | 320 | 185 | 57 |
| 3 | 570 | 160 | 185 | 19 |
| 4 | 510 | 160 | 185 | 19 |
| 5 | 570 | 320 | 75 | 19 |
| 6 | 510 | 320 | 75 | 19 |
| 7 | 570 | 160 | 75 | 57 |
| 8 | 510 | 160 | 75 | 57 |
| 9 | 480 | 240 | 130 | 38 |
| 10 | 600 | 240 | 130 | 38 |
| 11 | 540 | 80 | 130 | 38 |
| 12 | 540 | 400 | 130 | 38 |
| 13 | 540 | 240 | 20 | 38 |
| 14 | 540 | 240 | 240 | 38 |
| 15 | 540 | 240 | 130 | 0 |
| 16 | 540 | 240 | 130 | 76 |
| 17 | 540 | 240 | 130 | 38 |
| 18 | 540 | 240 | 130 | 38 |
| 19 | 540 | 240 | 130 | 38 |
| 20 | 540 | 240 | 130 | 38 |

С целью обработки результатов экспериментов по плану второго порядка Хартли (табл. 5.2), а также оптимизации технологических параметров процесса ионного азотирования по экстремальным значениям интересующих нас прочностных, эксплуатационных и других характеристик составлена и применялась программа на языке ФОРТРАН-1У для ЕС ЭВМ, блок-схема которой приведена на рис. 5.2.

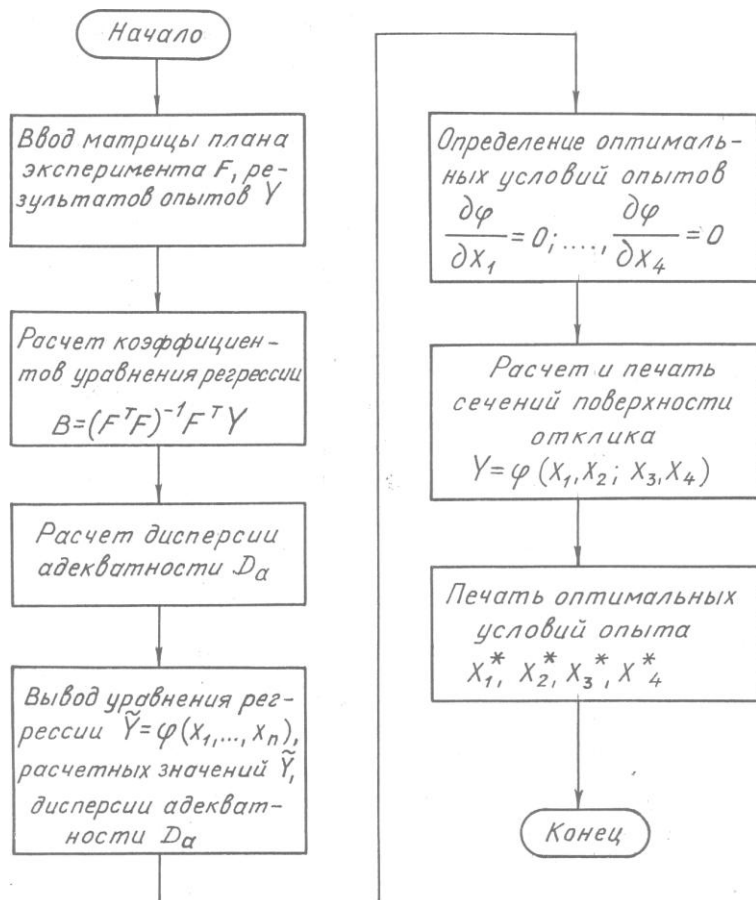


Рис. 5.2. Блок-схема программы оптимизации технологии ионного азотирования по параметрам прочности и долговечности

5.3. Результаты оптимизации технологии ионного азотирования по экспериментальным данным испытаний на растяжение, усталость, фреттинг-усталость и износ

В таблицах 5.3–5.5 приведены коэффициенты регрессий, описывающих зависимости физико-механических характеристик азотированных образцов при испытаниях на растяжение, усталость, фреттинг-усталость и износ от технологических параметров ионного азотирования в азотаргонной среде. Исследование полученных уравнений позволяет определить оптимальные области и экстремальные значения интересующих характеристик испытываемых конструктивных элементов и технологические параметры процесса ионного азотирования, обеспечивающие получение данных оптимальных характеристик.

Таблица 5.3

Коэффициенты уравнений регрессии (5.9), описывающих зависимости физико-механических характеристик азотированных сталей 40X и 65Г при испытаниях на растяжение при технологических параметрах ионного азотирования

| Коэффициент регрессии | Предел текучести $\sigma_{тп}$, МПа | Предел пропорциональности $\sigma_{пр}$, МПа | Предел прочности при растяжении $\sigma_{вр}$, МПа | Относительное удлинение δ , % | Относительное сужение ψ , % |
|-----------------------|--------------------------------------|---|---|--------------------------------------|----------------------------------|
| 1 | 2 | 3 | 4 | 5 | 6 |
| Сталь 40X | | | | | |
| β_0 | 586,5 | 530,1 | 621,0 | 6,90 | 21,40 |
| β_1 | -17,7 | 12,3 | -46,9 | -1,17 | -6,77 |
| β_2 | 16,5 | 16,9 | -43,0 | 1,07 | 5,51 |
| β_3 | -13,1 | 13,0 | -15,7 | 0,59 | 3,91 |
| β_4 | 4,2 | 29,9 | -30,0 | -0,73 | -3,25 |
| β_{11} | 2,7 | -95,3 | -15,6 | -2,06 | -6,33 |
| β_{22} | -27,3 | -115,0 | 84,5 | -2,47 | 12,40 |
| β_{33} | -20,5 | -115,0 | -24,8 | -1,41 | 22,12 |
| β_{44} | 65,4 | 101,0 | -37,8 | 0,63 | 0,59 |
| β_{12} | 7,85 | 24,4 | 17,2 | 2,13 | 9,61 |
| β_{13} | 69,1 | -23,9 | -37,8 | 2,02 | 3,79 |
| β_{14} | 50,1 | 133,0 | 41,7 | 0,02 | 16,90 |
| β_{23} | 67,6 | 20,4 | 72,5 | -0,42 | -13,70 |
| β_{24} | -98,0 | -148,0 | -22,3 | -2,40 | -8,35 |
| β_{34} | -56,0 | 34,1 | 8,7 | -3,86 | -2,32 |

Продолжение таблицы 5.3

| 1 | 2 | 3 | 4 | 5 | 6 |
|--------------|-------|-------|-------|-------|-------|
| Сталь 65Г | | | | | |
| β_0 | 565 | 487 | 729,5 | 4,11 | 17,5 |
| β_1 | -31,2 | -18,8 | -46,7 | -1,91 | -4,80 |
| β_2 | 17,6 | 11,0 | 12,7 | -0,08 | 0,53 |
| β_3 | -3,5 | 24,7 | -26,2 | -0,37 | -3,97 |
| β_4 | 17,6 | 9,0 | -6,8 | -0,03 | -2,90 |
| β_{11} | -15,0 | -5,8 | -20,9 | -0,24 | -1,34 |
| β_{22} | -4,2 | -8,3 | -27,3 | -1,26 | -4,44 |
| β_{33} | 10,0 | 37,0 | 12,6 | 0,23 | 1,06 |
| β_{44} | 12,8 | 4,7 | 29,7 | 0,96 | 4,12 |
| β_{12} | -50,5 | 5,3 | -34,2 | -0,08 | -0,43 |
| β_{13} | -36,5 | -9,6 | 4,3 | -0,08 | -1,83 |
| β_{14} | -0,2 | 88,7 | -4,6 | 0,13 | 0,0 |
| β_{23} | -54,5 | -30,7 | -26,8 | 1,6 | 9,70 |
| β_{24} | -27,5 | -41,7 | 38,8 | 0,28 | 7,80 |
| β_{34} | -62,8 | -3,3 | 37,0 | -1,42 | -0,94 |

Примечание. Приведенные выше коэффициенты для уравнения регрессии (5.9) получены для случая, когда переменные X_1 , X_2 , X_3 , и X_4 выражены в безразмерных величинах (5.12, а).

Таблица 5.4

Коэффициенты уравнений регрессии (5.9), описывающих зависимости глубины азотированного слоя и микротвердости на его поверхности от технологических параметров ионного азотирования в безводородной (азотаргонной) среде различных сталей

| Коэффициент регрессии | Сталь ШХ15 | | Сталь X12M | | Сталь 20 | |
|-----------------------|--|---------------------------------------|--|---------------------------------------|--|---------------------------------------|
| | Микротвердость поверхностного слоя H_{100} , МПа | Глубина азотированного слоя h , мкм | Микротвердость поверхностного слоя H_{100} , МПа | Глубина азотированного слоя h , мкм | Микротвердость поверхностного слоя H_{100} , МПа | Глубина азотированного слоя h , мкм |
| 1 | 2 | 3 | 4 | 5 | 6 | 7 |
| β_0 | 8790 | 468,0 | 10600 | 89,0 | 4500 | 156 |
| β_1 | 1200 | 126,0 | 172 | 21,4 | 1090 | 45 |
| β_2 | -889 | 65,0 | -1520 | -25,0 | -860 | -24 |
| β_3 | -471 | 203,0 | -503 | 8,5 | -315 | 49 |
| β_4 | -238 | -35,0 | -839 | -5,0 | -60 | -18 |
| β_{11} | -2070 | -58,0 | 260 | 0,69 | -371 | 34 |

Продолжение таблицы 5.4

| <i>I</i> | 2 | 3 | 4 | 5 | 6 | 7 |
|--------------|-------|--------|-------|-------|------|-----|
| β_{22} | -469 | -58,0 | -66,9 | 8,19 | 169 | +37 |
| β_{33} | -1940 | -95,5 | -591 | -9,6 | -496 | -43 |
| β_{44} | -2340 | -58,0 | 1320 | -4,4 | -756 | -29 |
| β_{12} | -825 | 57,5 | 2340 | -3,5 | 345 | 18 |
| β_{13} | 7 | 67,5 | 896 | 9,7 | -755 | -21 |
| β_{14} | -435 | -67,5 | -1730 | 6,5 | 825 | -17 |
| β_{23} | -443 | 62,5 | 4970 | 4,9 | 145 | 28 |
| β_{24} | 1630 | -198,0 | 4190 | -12,1 | -445 | -21 |
| β_{34} | 4880 | -163,0 | -294 | 11,9 | 175 | 14 |

Таблица 5.5

Коэффициенты уравнений регрессии (5.9), описывающих зависимости эксплуатационных характеристик азотированных сталей при испытаниях на многоцикловую усталость, фреттинг-усталость и износ от технологических параметров ионного азотирования

| Коэффициент регрессии | Многоцикловая усталость стали 20 при чистом изгибе $N_U \cdot 10^6$, цикл | Фреттинг-усталость, сталь 40X при консольном изгибе lgN , цикл | Интенсивность износа $J \cdot 10^{-12}$ при трении качения нитрозакаленной стали ШХ15 с различной продолжительностью термоактивирования | | |
|-----------------------|--|--|---|----------------|----------------|
| | | | $\tau = 10$ мин | $\tau = 7$ мин | $\tau = 5$ мин |
| β_0 | 1,500 | 7,140 | 0,400 | 0,520 | 8,00 |
| β_1 | 0,240 | -0,786 | -0,419 | -0,285 | -3,89 |
| β_2 | -0,100 | 1,278 | -0,195 | 0,120 | -0,90 |
| β_3 | 0,065 | 1,434 | -0,345 | -0,240 | -2,50 |
| β_4 | 0,015 | -0,278 | -0,170 | -0,090 | -2,65 |
| β_{11} | -0,733 | -2,466 | 0,871 | 0,379 | -0,07 |
| β_{22} | -0,702 | -1,260 | 1,130 | 0,244 | 3,33 |
| β_{33} | -0,967 | -2,160 | 0,466 | 0,104 | 1,93 |
| β_{44} | -0,987 | -1,482 | 0,801 | 0,354 | 3,78 |
| β_{12} | 0,081 | 1,872 | 0,015 | 0,000 | 3,05 |
| β_{13} | -0,389 | 1,068 | 0,035 | -0,020 | -2,65 |
| β_{14} | 0,109 | -0,451 | 0,265 | 0,030 | -0,25 |
| β_{23} | 0,106 | -0,418 | -0,435 | 0,020 | 3,85 |
| β_{24} | -0,386 | -0,169 | -0,215 | -0,050 | -5,85 |
| β_{34} | -0,176 | 1,254 | 0,065 | -0,270 | -0,95 |

На рис. 4.2 и 4.3 показаны графики изменения предела текучести, предела пропорциональности, относительного удлинения

и относительного сужения при растяжении образцов из сталей 65Г и 40Х от технологических параметров ионного азотирования, из которых видно, что существуют значения температуры, давления, состава среды и продолжительности азотирования, обеспечивающие максимальные характеристики прочности и пластичности. Используя расчеты на ЭВМ и графические построения, выбраны оптимальные режимы ионного азотирования для сталей 40Х и 65Г (табл. 5.6), которые обеспечивают максимальные значения $\sigma_{ср}$, σ_m , $\sigma_{лц}$, δ и ψ при азотировании образцов сечением 3×3 мм (табл. 5.7). Такие прочностные и пластические характеристики достигаются при определенных значениях физико-механических характеристик и фазового состава азотированного слоя, которые приведены в таблице 5.9.

Таблица 5.6

Коэффициенты уравнений регрессии (5.9), описывающих зависимость трибологических характеристик при трении скольжения в масле И-20 азотированных сталей в зависимости от технологических параметров ионного азотирования

| Коэффициент регрессии | Сталь ШХ15 | | Сталь Х12М | |
|-----------------------|--|------------------------|--|------------------------|
| | Интенсивность износа $J \cdot 10^{-9}$ | Коэффициент трения f | Интенсивность износа $J \cdot 10^{-9}$ | Коэффициент трения f |
| β_0 | 0,730 | 0,0770 | 0,850 | 0,076 |
| β_1 | -0,174 | -0,0124 | -0,176 | 0,0147 |
| β_2 | -0,030 | 0,0090 | 0,030 | 0,000 |
| β_3 | 0,090 | 0,0210 | -0,365 | -0,0005 |
| β_4 | -0,815 | 0,0290 | 0,455 | -0,0617 |
| β_{11} | -0,272 | 0,0324 | 0,212 | 0,0057 |
| β_{22} | -0,148 | 0,0089 | -0,118 | 0,0011 |
| β_{33} | -0,208 | 0,0310 | 0,517 | 0,0182 |
| β_{44} | 0,637 | 0,0189 | 0,547 | -0,0006 |
| β_{12} | 0,025 | 0,0075 | -0,215 | -0,228 |
| β_{13} | 0,095 | 0,0305 | 0,325 | -0,0122 |
| β_{14} | -0,205 | 0,0025 | -0,405 | 0,0262 |
| β_{23} | 2,020 | -0,0465 | 0,935 | 0,0192 |
| β_{24} | -0,325 | -0,0645 | -0,095 | -0,0288 |
| β_{34} | -0,155 | -0,0495 | -0,085 | 0,0068 |

Как видно из таблиц 5.6 и 5.9 для различных сталей и получения максимальных прочностных и пластических характеристик требуются различные физико-механические характеристики и фазовый состав азотированного слоя, которые достигаются различными режимами ионного азотирования [114].

Таблица 5.7

Оптимальные технологические режимы ионного азотирования в азотаргонной среде сталей 40Х и 65Г, обеспечивающие максимальные характеристики кратковременной прочности и пластичности при растяжении (испытывались образцы сечением 3×3 мм в воздушной среде при 20 °С)

| Наименование характеристики прочности или пластичности | Марка стали | Оптимальные параметры технологического процесса | | | | Оптимальное значение характеристики |
|--|-------------|---|----------|--------------|-------|-------------------------------------|
| | | T , °С | p , Па | τ , мин | Ar, % | |
| Предел прочности при растяжении $\sigma_{вр}$, МПа | 40Х | 480 | 80 | 20 | 0 | 842,9 |
| | 65Г | 480 | 400 | 240 | 76 | 887,5 |
| Предел текучести σ_m , МПа | 40Х | 480 | 400 | 20 | 0 | 733,6 |
| | 65Г | 480 | 400 | 20 | 76 | 742,5 |
| Предел пропорциональности $\sigma_{пл}$, МПа | 40Х | 600 | 240 | 130 | 76 | 711,0 |
| | 65Г | 480 | 400 | 240 | 0 | 648,2 |
| Относительное удлинение δ , % | 40Х | 540 | 320 | 185 | 19 | 8,75 |
| | 65Г | 480 | 80 | 20 | 76 | 8,62 |
| Относительное сужение ψ , % | 40Х | 510 | 240 | 185 | 19 | 65,12 |
| | 65Г | 480 | 80 | 20 | 0 | 42,34 |

В таблице 5.4 приведены коэффициенты уравнений регрессии, описывающих зависимость глубины азотированного слоя и микротвердости на его поверхности от технологических параметров ионного азотирования сталей 20, ШХ15 и Х12М, характер изменения которых показан на рис. 5.3. Данные уравнения позволяют найти значения глубины азотированного слоя и микротвердости на поверхности для любого режима азотирования в исследуемом интервале изменения технологических параметров.

Для стали ШХ15 максимальные значения микротвердости на поверхности азотированного слоя $H_{100} = 10140$ МПа достигается при режиме азотирования: $T = 570$ °С, $p = 240$ Па, $\tau = 185$ мин, Ar = 20 об. %, для стали Х12М соответственно $H_{100} = 13000$ МПа при $T = 480$ °С, $p = 80$ Па, $\tau = 120$ мин, Ar = 0 об. %.

Максимальные глубины азотированного слоя для стали ШХ15 $h = 500$ мкм при $T = 600$ °С; $p = 400$ Па; $\tau = 240$ мин и Ar = 0 об. %, а для стали Х12М $h = 250$ мкм при $T = 600$ °С; $p = 160$ Па; $\tau = 240$ мин; Ar = 76 об. %.

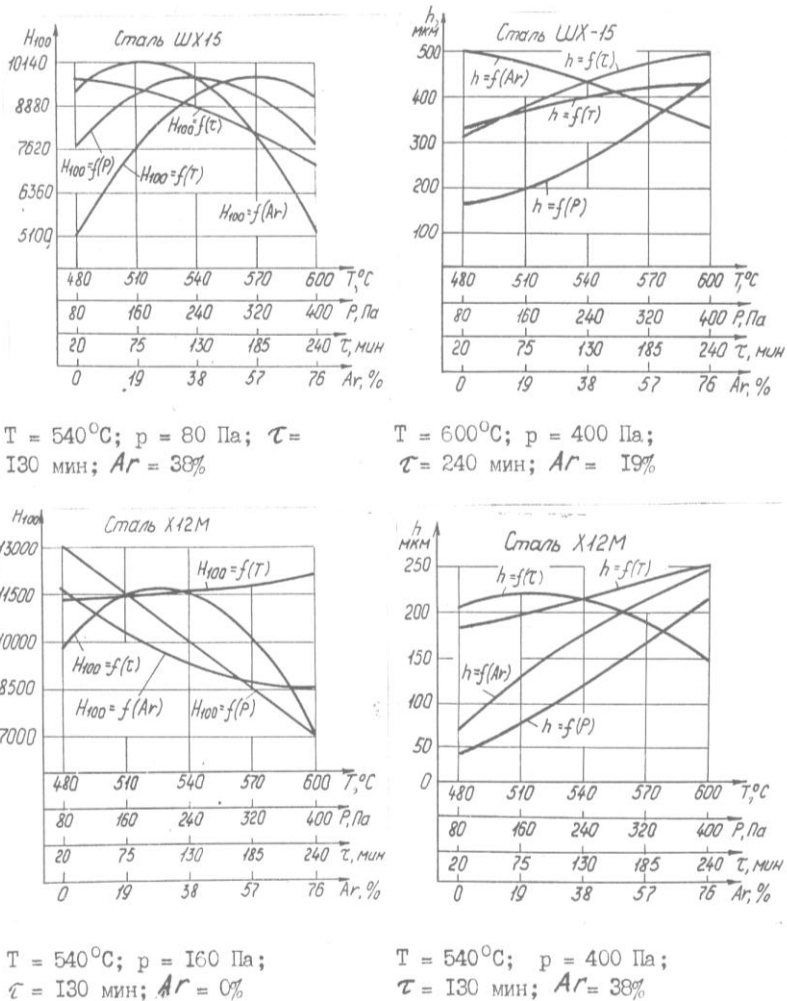


Рис. 5.3. Зависимость глубины азотированного слоя и микротвердости на его поверхности от технологических параметров ионного азотирования

Результаты исследований образцов сечением $3 \times 3 \text{ мм}$ показывают, что применение ионного азотирования не позволяет значительно повысить их характеристики прочности при растяжении. При оптимальных режимах азотирования такое повышение составляет

10–15 % (см. табл. 4.2). С увеличением геометрических размеров поперечного сечения образцов степень влияния ионного азотирования на повышение характеристик прочности уменьшается, так как уменьшается степень разгрузки сердцевины за счет более прочного покрытия, что подтверждает теоретические исследования (гл. 2). Наоборот, при нерациональных режимах азотирования значительно снижаются прочностные и пластические характеристики сталей. Поэтому задача состоит в том, чтобы избежать нерациональных режимов азотирования и применением оптимальных режимов свести к минимуму снижение пластических характеристик и повысить в возможных пределах характеристики прочности конструктивных элементов.

На рис. 5.4 показаны графики долговечности образцов из стали 20 при испытаниях на усталость в 3-процентном растворе NaCl (нагружение – чистый изгиб с кручением, $\sigma_u = 220$ МПа), предварительно подвергавшихся ионному азотированию по различным режимам.

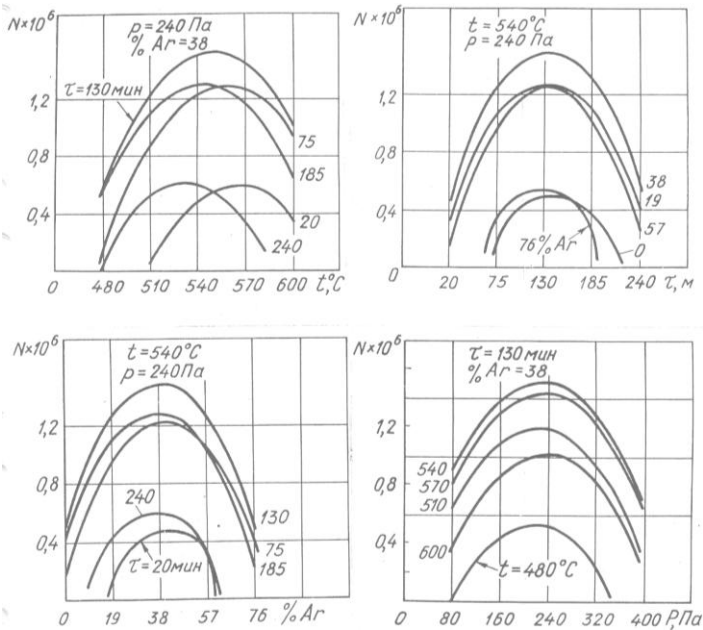


Рис. 5.4. Зависимость долговечности азотированных образцов из стали 20 при испытаниях на усталость при чистом изгибе ($\sigma_u = 220$ МПа) в 3-процентном растворе NaCl от технологических параметров ионного азотирования

Из графиков наглядно видно оптимальные области технологических параметров ионного азотирования, при которых долговечность образцов имеет максимальные значения. На основании результатов анализа данных графиков и расчетов на ЭВМ уравнения регрессии (см. табл. 5.5), описывающего данные зависимости, выбран оптимальный режим ионного азотирования (табл. 5.8), при котором достигается максимальное число циклов до разрушения ($N = 1,6 \cdot 10^6$) [413].

Таблица 5.8

**Оптимальные технологические режимы
ионного азотирования сталей в азотаргонной среде,
обеспечивающие максимальное сопротивление усталости
и минимальные трибологические характеристики при трении**

| Наименование исследуемой характеристики стали | Марка стали | Оптимальные параметры технологического процесса | | | | Оптимальное значение исследуемой характеристики | |
|---|-------------|---|----------------|--------------------|-----------------|---|------------------------|
| | | $T, ^\circ\text{C}$ | $p, \text{Па}$ | $\tau, \text{мин}$ | $\text{Ar}, \%$ | | |
| Сопротивление усталости при чистом изгибе в среде 3 % NaCl при ($\sigma_u = 220 \text{ МПа}$) | 20 | 550 | 240 | 130 | 40 | $1,6 \cdot 10^6$ | |
| Сопротивление фреттинг-усталости при консольном изгибе на воздухе ($\sigma_u = 210 \text{ МПа}$) | 40X | 530 | 320 | 160 | 30 | $46,8 \cdot 10^6$ | |
| Интенсивность износа при трении скольжения в масле И-20 (удельная нагрузка 4 МПа, $V = 1, 2 \text{ м/с}$) | ШХ15 | 540 | 400 | 130 | 57 | $0,142 \cdot 10^{-9}$ | |
| | X12M | 540 | 80 | 185 | 38 | $0,181 \cdot 10^{-9}$ | |
| Коэффициент трения при трении скольжения в масле И-20 | ШХ15 | 540 | 240 | 20 | 0 | 0,0273 | |
| | X12M | 480 | 240 | 130 | 76 | 0,0385 | |
| Интенсивность износа при трении качения в жидкости ПГВ нитрозакаленной стали при различном времени термоактивирования $\tau, \text{ мин}$ | $\tau = 10$ | ШХ15 | 540 | 240 | 185 | 38 | $0,344 \cdot 10^{-12}$ |
| | $\tau = 7$ | ШХ15 | 570 | 240 | 240 | 36 | $0,327 \cdot 10^{-12}$ |
| | $\tau = 5$ | ШХ15 | 600 | 240 | 240 | 38 | $0,813 \cdot 10^{-12}$ |

При этом азотированный слой имел глубину 160 мкм, при толщине нитридного слоя 5 мкм, микротвердости на поверхности 4558 МПа и фазовым составом на глубине до 80 мкм, включающим ε -фазу (Fe_{2-3}N), γ' -фазу (Fe_4N) и α -фазу в следующем процентном отношении: ε -фаза – 22%, γ' -фаза – 50 % и α -фаза – 28 % (табл. 5.9).

Таблица 5.9

**Физико-механические характеристики
и фазовый состав азотированного слоя при максимальных значениях
характеристик прочности, пластичности (см. табл. 5.7)
и эксплуатационных характеристик (см. табл. 5.8) азотированных сталей**

| Характеристика | Марка стали | Оптимальное значение физико-механической характеристики азотированного слоя | | | |
|-----------------------------|-------------|---|-------------------------------|----------------------------|---|
| | | Микротвердость H_{100} , МПа | Глубина | | Фазовый состав поверхностного слоя |
| | | | азотированного слоя h , мкм | нитридной зоны h_1 , мкм | |
| σ_{ep} | 40X | 5400 | 60 | – | 30 % γ' + 70 % α |
| | 65Г | 7340 | 180 | 3 | 15 % ε + 35 % γ' + 50 % α |
| σ_m | 40X | 5300 | 40 | – | 20 % γ' + 80 % α |
| | 65Г | 6100 | 38 | – | 25 % γ' + 75 % α |
| σ_{nc} | 40X | 7500 | 280 | 4 | 15 % ε + 40 % γ' + 45 % α |
| | 65Г | 8200 | 160 | 5 | 20 % ε + 45 % γ' + 35 % α |
| δ | 40X | 6800 | 261 | 3 | 18 % ε + 38 % γ' + 44 % α |
| | 65Г | 5700 | 35 | – | 34 % γ' + 66 % α |
| ψ | 40X | 6500 | 230 | 3 | 20 % ε + 35 % γ' + 45 % α |
| | 65Г | 5700 | 48 | – | 32 % γ' + 68 % α |
| N_u | 20 | 4558 | 160 | 5 | 22 % ε + 50 % γ' + 280% α |
| $N_{ф.и.}$ | 40X | 7230 | 256 | 4 | 20 % ε + 55 % γ' + 25 % α |
| I_c | ШХ15 | 9581 | 219 | 6 | 22 % ε + 58 % γ' + 20 % α |
| | X12M | 8725 | 122 | 2 | 18 % ε + 52 % γ' + 30 % α |
| f | ШХ15 | 10100 | 101 | 5 | 35 % ε + 50 % γ' + 15 % α |
| | X12M | 12100 | 52 | 7 | 33 % ε + 52 % γ' + 15 % α |
| I_k ($\tau=7$ мин) | ШХ15 | 7420 | 543 | – | 30 % γ' + 70 % α |

Испытания на фреттинг-усталость образцов из стали 40X на воздухе при консольном нагружении изгибом с вращением

($\sigma_u=210$ МПа) показали (см. табл. 4.6, рис. 4.13) большое влияние на долговечность образцов технологических режимов ионного азотирования и существование оптимальных областей технологических параметров, при которых долговечность достигает максимальных значений. Используя уравнение регрессии, описывающее связь долговечности образцов при фреттинг-усталости с технологическими параметрами ионного азотирования (см. табл. 5.5), графические зависимости этих величин (рис. 5.5) и расчеты на ЭВМ, определен оптимальный режим ионного азотирования (см. табл. 5.8).

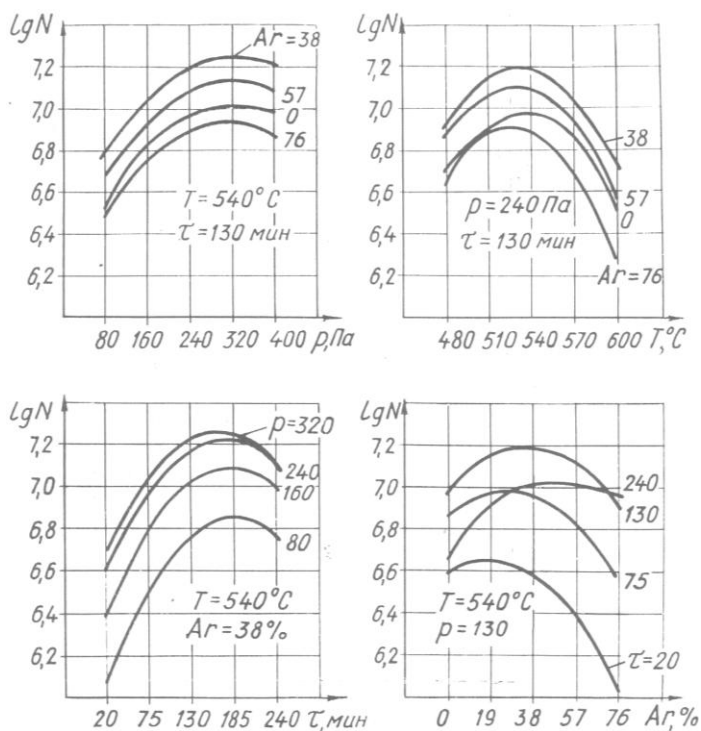


Рис. 5.5. Влияние режимов ионного азотирования на фреттинг-усталость стали 40Х (испытания на воздухе при $\sigma_u = 210$ МПа)

Этот режим обеспечивает максимальную долговечность образцов при испытаниях на фреттинг-усталость ($N = 46,8 \cdot 10$ циклов), в 20 раз превышающую долговечность неазотированных

образцов. При этом азотированный слой имеет глубину $h = 256$ мкм, глубину нитридной зоны $h_1 = 4$ мкм, микротвердость поверхности $H_{100} = 7230$ МПа и фазовый состав поверхностного слоя $20\% \varepsilon + 55\% \gamma' + 25\% \alpha$.

Применение нерациональных режимов ионного азотирования не дает значительного повышения долговечности конструктивных элементов или даже приводит к ее снижению.

Существенное влияние оказывают технологические параметры процесса ионного азотирования на трение и изнашивание сталей (рис. 5.6 и 5.7).

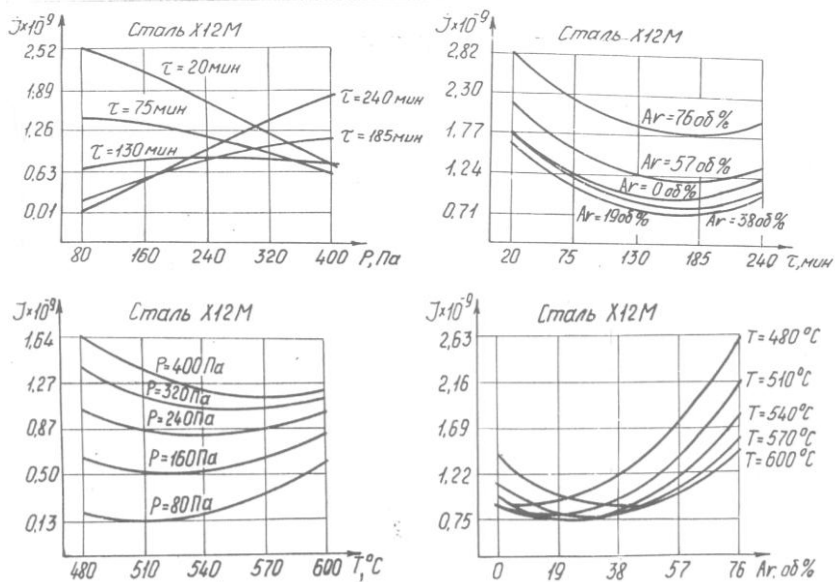


Рис. 5.6. Зависимость интенсивности изнашивания при трении скольжения в масле И-20 стали X12M при удельной нагрузке 4 МПа и скорости скольжения 1,2 м/с от технологических параметров ионного азотирования

Оптимальное сочетание физико-механических свойств, структуры и фазового состава азотированного слоя (см. табл. 5.9) обеспечивают минимальный износ и коэффициент трения. При этом необходимо учитывать свойства материалов пары трения, условия нагружения, термодинамику процесса и влияние среды, изменение

которых требует своих оптимальных свойств азотированного слоя, что подтверждают данные таблиц 5.8 и 5.9. Стали ШХ15 и Х12М, испытывавшиеся на износ при трении скольжения в идентичных условиях, имели минимальные интенсивности изнашивания и коэффициенты трения при различных оптимальных физико-механических характеристиках и фазовом составе азотированного слоя, которые были получены при различных технологических режимах ионного азотирования.

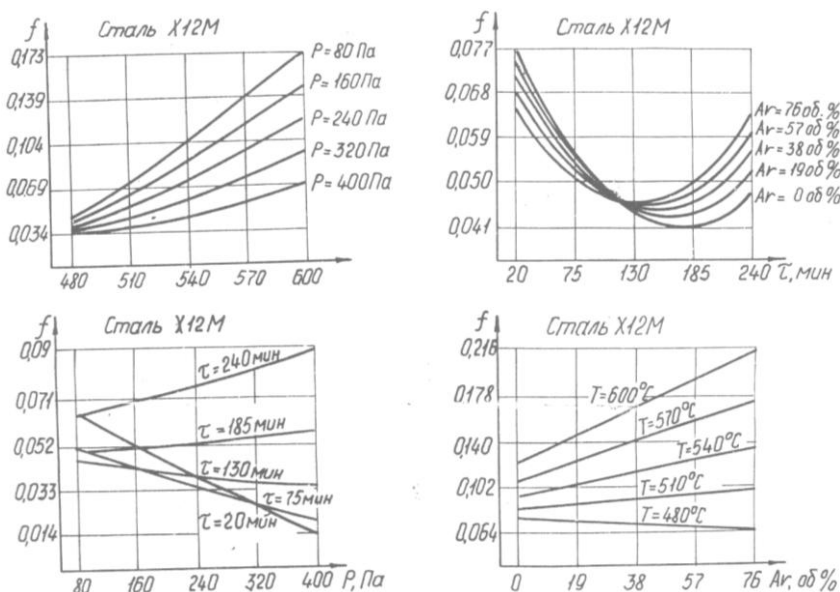


Рис. 5.7. Зависимость коэффициента трения скольжения стали Х12М в масле при удельной нагрузке 4 МПа и скорости скольжения 1,2 м/с от технологических параметров ионного азотирования

Испытания на контактную выносливость при трении качения в жидкости ПГВ [406] показали чрезвычайно большое значение физико-механических свойств (глубины, твердости поверхности и градиента свойств по глубине) структуры и фазового состава азотированного слоя на износостойкость. Применение нитрозаковки с различным временем выдержки в расплаве солей при температуре закалки позволяет поднять твердость основы и расширить

диапазон управления свойствами и фазовым составом азотированного слоя (гл. 3).

В таблице 5.5 приведены коэффициенты уравнения регрессии, описывающей влияние технологических параметров ионного азотирования на износостойкость нитрозакаленных с различной продолжительностью термоактивирования образцов из стали ШХ15 при трении качения в жидкости ПГВ. Интенсивность изнашивания зависит как от технологических параметров ионного азотирования (рис. 5.8), так и от продолжительности термоактивирования τ (выдержки в расплаве солей при температуре закалки в процессе термообработки), и достигает минимальных значений при определенных технологических параметрах ионного азотирования (см. табл. 5.8).

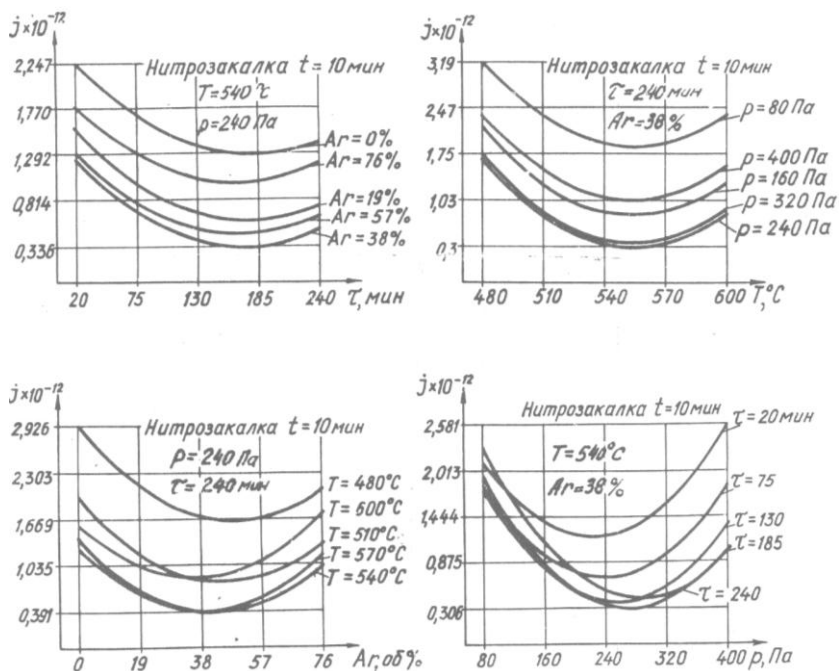


Рис. 5.8. Зависимость интенсивности изнашивания при трении качения в жидкости ПГВ нитрозакаленной стали ШХ15 от технологических режимов ионного азотирования (продолжительность выдержки в расплаве солей при закалке $\tau = 10$ мин)

Оптимальным технологическим режимам нитрозакалки для данных условий испытаний образцов стали ШХ15 является следующий: ионное азотирование при температуре 570°C, давлении 240 Па в среде 62 об. % N₂ +38 об. % Ar в течении 240 мин и последующий нагрев в расплаве солей до 860 °С, выдержка при данной температуре 7 мин, закалка в масле и отпуск при 160 °С в течении 1 ч. При данном режиме нитрозакалки интенсивность износа минимальна ($I_k = 0,327 \cdot 10^{-12}$, см. табл. 5.8) и азотированный слой имеет следующие характеристики и фазовый состав: микротвердость поверхности 7420 МПа, глубина азотированного слоя 543 мкм, нитридная зона отсутствует и на поверхности имеется смесь 30 % γ' -фазы и 70 % α -фазы.

Выводы по главе

Проведенные исследования показали возможность оптимизации процесса ионного азотирования по параметрам прочности и долговечности.

На основании экспериментальных исследований прочностных и эксплуатационных характеристик с применением математических методов планирования экспериментов (плана второго порядка Хартли), разработана регрессивная модель в виде полного квадратичного полинома, описывающая связь указанных характеристик и технологических параметров процесса ионного азотирования. Используя специально разработанную программу на ЭВМ, получены регрессивные уравнения, описывающие влияние технологических параметров ионного азотирования на характеристики прочности при растяжении (пределы прочности, пластичности и пропорциональности, относительное удлинение и относительное сужение), усталость при изгибе, фреттинг-усталость и трибологические характеристики при трении скольжения и качения. Исследования полученных уравнений позволили найти оптимальные режимы ионного азотирования различных сталей применительно к реальным условиям испытаний. Для оптимальных режимов ионного азотирования определены физико-механические свойства и фазовый состав азотированных слоев.

Установлено, что существуют такие значения технологических параметров процесса ионного азотирования, которые обес-

печивают оптимальное соотношение свойств азотированного слоя и позволяют получить наилучшие прочностные и эксплуатационные показатели упрочняемых элементов конструкций с учетом условий нагружения и влияния среды. При этом для различных сталей и различных условий эксплуатации существуют свои оптимальные значения свойств покрытий и технологических параметров упрочнения.

Предложенная методика многофакторной оптимизации свойств азотированного слоя путем оптимизации технологии ионного азотирования применима и для других управляемых технологий нанесения покрытий.

РАЗРАБОТКА ОБОРУДОВАНИЯ ДЛЯ ОСУЩЕСТВЛЕНИЯ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ РЕЖИМОВ ИОННОГО АЗОТИРОВАНИЯ В БЕЗВОДОРОДНЫХ СРЕДАХ

6.1. Описание конструктивных особенностей и принципа действия экспериментальной установки ионного азотирования

Экспериментальные исследования проводились на специально разработанной и изготовленной установке ионного азотирования для осуществления технологических процессов в безводородных средах. Общий вид экспериментальной установки показан на рис. 6.1. Она состоит из разрядной вакуумной камеры, блоков вакуумирования и газообеспечения, блока электрообеспечения, пульта управления и средств подъема элементов камеры (гидросистемы).

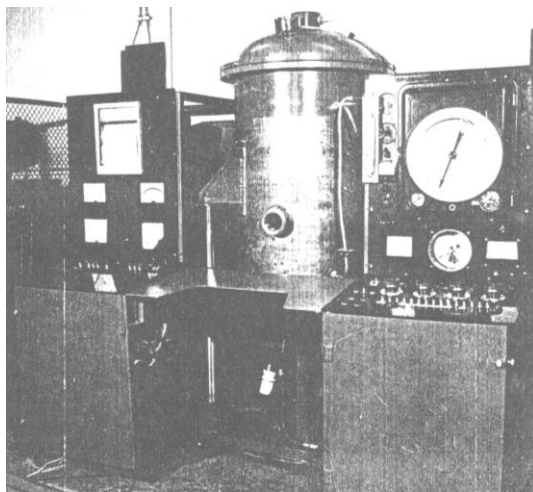


Рис. 6.1. Общий вид экспериментальной установки
ионного азотирования в безводородных насыщающих средах

- Установка имеет следующие технические характеристики:
- мощность 40 кВт;
 - ток переменный трехфазный с частотой 50 Гц и напряжением 380 В;
 - максимальное напряжение в разрядной камере 1500 В;
 - объем разрядной камеры 0,5 м³;
 - диаметр камеры 600 мм;
 - полезная высота 1000 мм;
 - максимальное разряжение 1,33 Па;
 - интервал рабочих температур на поверхности деталей 450–1100 °С;
 - масса садки 500 кг;
 - расход рабочей газовой смеси в час до 0,1 м³.
- Принципиальная схема установки приведена на рис. 6.2.

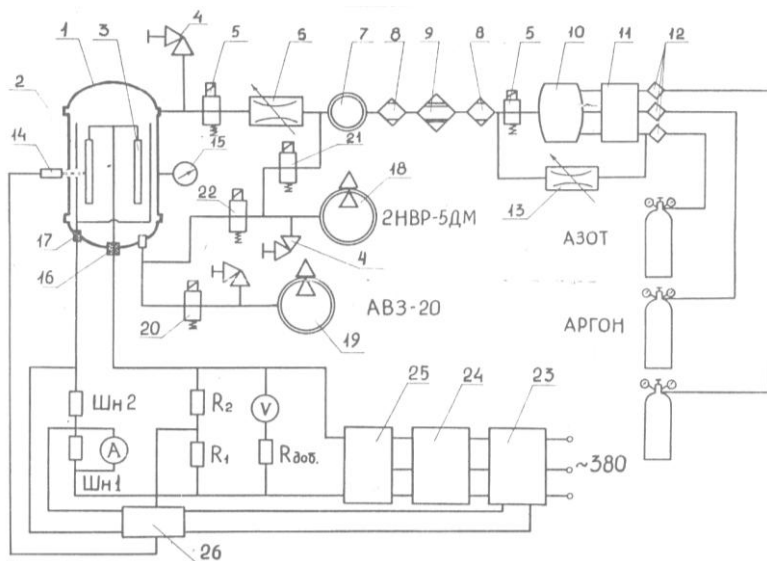


Рис. 6.2. Принципиальная схема экспериментальной установки ионного азотирования: 1 – разрядная камера; 2 – анод; 3 – катод; 4 – натекатель; 5, 20–22 – электромагнитные вакуумные клапана; 6, 13 – дроссель; 7 – расходомер; 8 – влагоотделитель; 9 – кислородная ловушка; 10 – смеситель; 11 – дозатор; 12 – фильтр; 14 – датчик температуры; 15 – вакуумметр; 16 – токовод катода, токоввод; 17 – анод; 18, 19 – вакуумные насосы; 23 – регулятор напряжения; 24 – силовой повышающий трансформатор; 25 – выпрямитель; 26 – контроллер

Разрядная камера 1 выполнена из нержавеющей стали двухстенной с водяной охлаждающей рубашкой и состоит из корпуса, крышки и днища. В центральной части камеры расположен катод, на котором располагаются упрочняемые изделия 3. Между катодом и корпусом камеры расположен цилиндрический анод 2. Загрузка деталей производится сверху при поднятой и отведенной в сторону крышке. В камере имеется 3 окна, два из которых предназначены для визуального наблюдения за деталями в процессе упрочнения, а третье – для установки датчика 14 пирометрического измерительного комплекса АПИР-С. Кроме того в камере имеется еще 4 отверстия, предназначенные для создания вакуума, подачи рабочей смеси, размещения датчика давления и термопары.

Кроме вакуумной камеры установка включает в себя ряд систем: вакуумную, электрообеспечения, газоприготовления, контрольно-измерительных приборов и управления, каждая из которых выполняет определенные функции.

Вакуумная система предназначена для создания необходимого разряжения в камере и включает в себя два вакуумных насоса 18 и 19 НВЗ-20 и НВР-5Д, вакуумные клапаны 20–22, натекатели 4 и трубопроводы. Вакуумный насос большой производительности НВЗ-20 служит для ускоренной откачки воздуха в подготовительный период. Малый насос НВР-3Д применяется после выхода на режим при малых объемах садки и для проведения профилактических работ установки (регенерации влагоотделителя).

Система газоприготовления служит для подачи в разрядную камеру газов и газовой смеси нужной консистенции и качества и состоит из баллонов со сжатыми газами (азотом, аргонном и др.), фильтров 12, узла дозирования 11, смесителя 10, влагоотделителей 8, кислородной ловушки 9, расходомера 7, дросселя 6 и электромагнитных клапанов 5.

Система электрообеспечения состоит из тиристорного регулятора (РНТТ) 23, повышающего силового трансформатора 24 (380/1500 В), выпрямителя 25. Ток из сети переменного трехфазного тока через регулятор напряжения 23 и повышающий трансформатор с постоянным коэффициентом трансформации 24 поступает на выпрямитель 25, где преобразуется в постоянный и через тоководы 16 и 17 попадает на анод и катод, между которыми в определенных условиях возникает тлеющий разряд. Для предотвращения перехода тлеющего разряда в дуговой имеется электронный блок стабилизации разряда (БСР), размещенный в контроллере 26.

Датчиком БСР по току служит шунт ШН2, а по напряжению – делитель напряжения R_1 и R_2 . При возникновении дугового разряда резко возрастает ток и падает напряжение. БСР реагирует на эти изменения и дает сигнал РНТТ для уменьшения силы тока.

Система контрольно-измерительных приборов включает:

– два вакуумметра ЭКБУ-1М и ВДГ-1. Вакуумметр ЭКБУ-1М с блокирующими контактами имеет диапазон измерения от 133 до 100000 Па и служит для контроля вакуума в разрядной камере в первоначальный период откачки. Вакуумметр ВДГ-1 с диапазоном измерения 1,33–400 Па является основным и служит для контроля вакуума в процессе ведения технологического режима ХТО;

– терморadiационный пирометрический комплекс АПИР-С, позволяющий измерять температуру на поверхности упрочняемой детали бесконтактным методом в интервале температур 450–750 °С с точностью $\pm 5^\circ\text{C}$ и интервале 750–1100 °С с точностью $\pm 10^\circ\text{C}$;

– ротаметр для измерения расхода газов;

– амперметры и вольтметры, показывающие электрические параметры (ток и напряжение) в камере и на различных участках электрической цепи.

Управление установкой осуществляется с помощью контроллера 26, дросселя 6, кнопок включения и отключения, смонтированных на общей панели. Контроллер 26 кроме обеспечения стабильности горения тлеющего разряда позволяет автоматически выходить на заданный температурный режим и его поддерживать в процессе работы. Процесс газоподготовки осуществляется автоматически.

Каждый режим азотирования состоит из определенного цикла операций, включающего подготовительные операции к азотированию и сам процесс азотирования.

Подготовительные операции связаны с соблюдением вакуумной гигиены (очистки деталей и камеры от грязи и их обезжиривание) и монтажом деталей на специальной оснастке.

Процесс ионного азотирования состоит из двух стадий: ионной очистки и диффузионного насыщения поверхности и включает следующие последовательные операции: 1) откачка воздуха до разряжения 1,33 Па; 2) продувка камеры аргоном или рабочей смесью; 3) повторная откачка до разряжения 1,33 Па; 4) возбуждение тлеющего разряда и ионная очистка деталей при напряжении 1200–1500 В; 5) снятие напряжения, продувка камеры рабочей смесью и установление необходимого рабочего давления смеси; 6) возбуждение тлею-

щего разряда и выход на необходимый температурный режим; 7) проведение процесса диффузионного насыщения в тлеющем разряде при заданном режиме; 8) отключение тлеющего разряда и охлаждение деталей; 9) извлечение изделий из камеры.

6.2. Установки для промышленного внедрения и их технико-экономические показатели

6.2.1. Необходимость создания и структурные особенности оборудования для ионного азотирования в безводородных средах. Необходимость создания таких установок обусловлена особенностями формирования диффузионного слоя при ионном азотировании в безводородных средах (гл. 3), которые накладывают ряд конструктивных требований к установкам, не учитывать которых нельзя. Эти требования, прежде всего, связаны с повышенной требовательностью к герметизации всех систем, более тщательной депассивацией упрочняемой поверхности в процессе ионной очистки, что требует создания более высокого напряжения (до 1500 В) между катодом и анодом, создание системы приготовления и очистки рабочей смеси от влаги и кислорода. Отечественная промышленность, к сожалению, не производит такого оборудования, а промышленность зарубежных стран выпускают оборудование для ионного азотирования в водородсодержащих средах, которое без соответствующей модернизации непригодно для ионного азотирования в безводородных средах.

Опыт эксплуатации установок ионного азотирования показывает, что наиболее рациональной является блочная конструкция установок. В этом случае, применяя элементы нескольких типоразмеров, возможна комплектация оборудования требуемых технологических характеристик, мощности и производительности.

Производительность установок в основном определяется размерами и количеством разрядных камер и мощностью источника энергопитания катода и анода, а также быстродействием вакуумной системы. Остальные элементы в меньшей мере зависят от технологических характеристик, поэтому количество их типоразмеров минимально.

Число разрядных камер во взаимосвязи с их размерами зависит от производительности, а также от соотношения времени собственно процесса азотирования и остывания, пестроты номенк-

латуры упрочняемых деталей. Однако, если унифицировать присоединительные элементы и установку изначально комплектовать коммутатором вакуумной, газовой и электрической систем или предусмотреть возможность его относительно несложного встраивания, то производительность может быть увеличена путем последовательного наращивания числа камер, в том числе разных размеров. В этом случае важно предусмотреть возможность подключения в систему управления блокировок камер: пуска высокого напряжения, разъема корпуса в случае вакуума в камере и запуска газа при избыточном давлении в камере. Принцип увеличения производительности за счет изменения количества унифицированных блоков более целесообразен также и с точки зрения общей стоимости установки, гибкости в приспособлении к изменяющимся технологическим потребностям. Применение унифицированных блоков упрощает конструкцию установки по сравнению с установками проходного типа, выигрывающих, однако, в занимаемой производственной площади, особенно при вертикальном расположении секций.

Газовые системы в наибольшей мере отличаются от аналогичных устройств серийных установок с водородсодержащими газами. В набор функций газовой системы помимо хранения компонентов входят: подготовка газовой смеси, ее очистка и управление расходом. Роль вспомогательных функций выполняют функции редуцирования давления компонентов и смеси до значений, удобных для органов управления. Принципиально системы газоподготовки могут быть порционного и струйного типов. С учетом тенденции снижения расхода газа более перспективны системы порционного ввода компонентов, которые проще, экономичнее и точнее в смысле процентного содержания компонентов. Эти преимущества особенно проявляются, если есть возможность изменять номинальную емкость смесителя, например, за счет предельного давления в нем. Системы струйного типа, кроме отмеченных недостатков требуют применения очень точных приборов для анализа состава газовой среды, хотя их наличие желательно во всех случаях, если речь идет о качестве процесса упрочнения. Устройства очистки в основном состоят из поглотителей кислорода и влаги. Здесь важно предусмотреть конструктивную возможность удобной регенерации, нейтрализации или восстановления поглотителей.

Набор функций системы управления мало зависит от ее структуры, которая в свою очередь существенно изменяется в зависимости от типа процесса управления. Процесс управления мо-

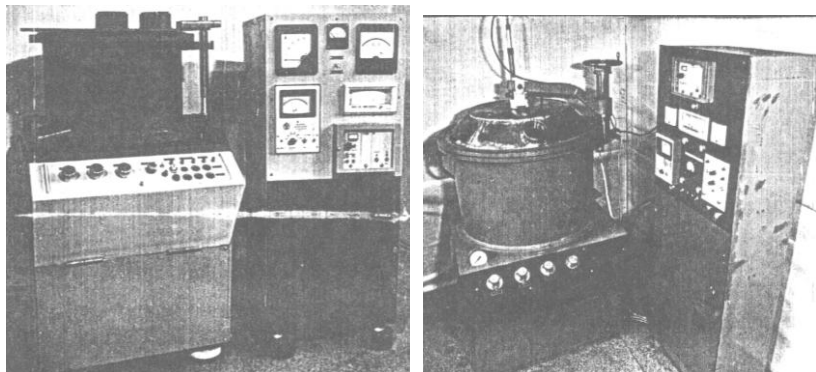
жет происходить: по предполагаемому результату на основании опытной или теоретической модели, или путем непосредственного контроля параметров покрытия. Последний метод более перспективен, хотя более проблематичен в реализации ввиду отсутствия надежных датчиков, устойчиво работающих в плазме при высокой температуре и в вакууме. Метод по предполагаемому результату более реален при современной элементной базе.

С учетом того, что вакуумные системы должны работать не только в режиме вакуумирования, но и вентиляции или восстановления поглотителей, их производительность должна быть переменной. По соображениям экономичности это условие проще всего выполняется путем установки нескольких вакуумных насосов относительно малого быстродействия и с комбинированным их включением. Режим вентиляции разрядной камеры можно существенно сократить путем периодического порционного, в том числе автоматического, запуска газовой смеси, что существенно сократит, кроме того, расход газа. Определенный выигрыш может дать применение вакуумного ресивера.

Технология безводородного ионного азотирования и, в частности, применение азотаргонной насыщающей среды открывает возможность создания замкнутых технологических систем без выброса отработанной рабочей смеси в атмосферу, чего невозможно сделать при применении аммиачных сред из-за накопления водорода в рабочей смеси. Это позволяет на порядок уменьшить расход газов и существенно уменьшить расход электроэнергии.

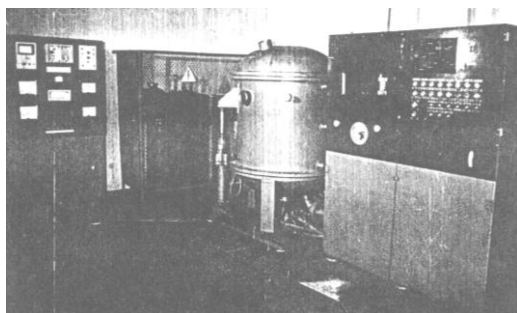
Надежность работы установок во многом зависит от стабильности тлеющего разряда. Необходимость применения высокого напряжения для обеспечения тщательной депассивации упрочняемой поверхности при ионном азотировании в безводородных средах выдвигает повышенные требования к системе подачи электроэнергии в разрядную камеру, к конструкции тоководов и к системе дугогашения. Все эти вопросы необходимо учитывать при разработке установок для ионного азотирования в безводородных средах.

6.2.2. Конструкционные особенности и технические характеристики установок для ионного азотирования в безводородных средах. С целью внедрения технологии ионного азотирования в производство разработаны и изготовлены установки (рис. 6.3, а–з), основные технические характеристики которых приведены в таблице 6.1.

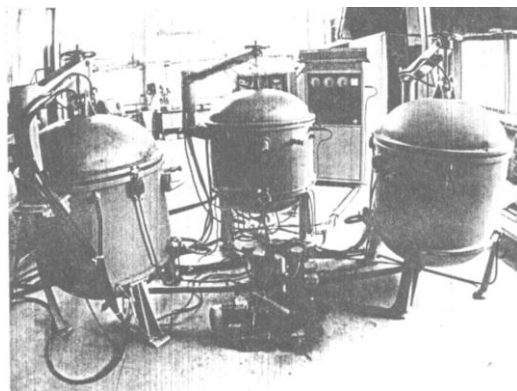


а

б



а



б

**Рис. 6.3. Установки для ионного азотирования в безводородных средах:
а) УАТР-4; б) ИПА-20; в) УАТР-63; г) ИПА-3106**

Таблица 6.1

**Основные технические характеристики
установок для ионного азотирования в безводородных средах**

| Характеристика | Марка установки | | | |
|---|-----------------|------------|------------|------------|
| | УАТР-4 | УАТР-63 | ИПА-20 | ИПА-3106 |
| 1. Мощность, кВт | 5 | 40 | 20 | 60 |
| 2. Объем камеры, м ³ | 0,08 | 0,6 | 0,2 | 0,8 |
| 3. Количество вакуумных камер | 1 | 1 | 1 | 3 |
| 4. Размеры рабочего объема, мм: – диаметр; – высота | 450 380 | 750 900 | 550 450 | 900 600 |
| 5. Вид и напряжение электропитания, В | 380 | 380 | 380 | 380 |
| 6. Максимальное напряжение, В | 1000 | 1200 | 1200 | 1200 |
| 7. Наибольший ток разряда, А | 10 | 60 | 30 | 80 |
| 8. Минимальный вакуум в разрядной камере, Па | 1,33 | 1,33 | 1,33 | 1,33 |
| 9. Необходимая производственная площадь, м ² | 9 | 18 | 12 | 24 |
| 10. Максимальный вес садки, кгс | 30 | 300 | 150 | 400 |

Установка УАТР-4 (см. рис. 6.3, а) разработана и изготовлена по заказу Минбыта УССР [415] для поверхностного упрочнения деталей бытовых приборов, режущего инструмента и оснастки небольших размеров, имеет мощность 5 кВт, работает на переменном токе от сети с напряжением 220 В. Установка имеет: водоохлаждаемую камеру; систему электропитания с повышающим трансформатором до 1000 В на выходе, регулятором напряжения и выпрямителем; ручную систему газоприготовления с последующей очисткой от влаги и кислорода; систему вакуумирования, включающую вакуумный насос, электровакуумные клапаны и натекатели; систему контроля и управления, включающую систему приборов для измерения вакуума, температуры в камере (оптического пирометра) и кислородной ловушке (термопары), электрических параметров процесса и дроссельной системы дугогашения [416]. Установка отличается высокой экономичностью (расход электроэнергии 0,65 Вт/см² и расход газов 15 л/час) и экологической чистотой.

Установка ИПА-20 (рис. 6.3, б) разработана и изготовлена по заказу ПО “Кристалл” (г. Смоленск) для упрочнения инструмента, оснастки и деталей оборудования, применяемых в бриллиантовой промышленности [417]. Установка имеет мощность 20 кВт,

обеспечивает максимальный вес садки до 150 кгс, оснащена электро-механической системой приготовления рабочей смеси, электронным блоком дугогашения и управления тлеющим разрядом. Для измерения температуры упрочняемых деталей в процессе ионного азотирования применен пирометрический комплекс АПИР-С. В системе электрообеспечения имеется трехфазный регулятор напряжения РНТТ, управляемый электронным блоком стабилизации разряда (БСР). Установка отличается высокой экономичностью. Внутри водоохлаждаемой камеры имеется анод в виде цилиндра с днищем и крышкой, обеспечивающий концентрацию большей части тепла от излучения плазмы тлеющего разряда внутри объема с упрочняемыми изделиями. Это обеспечивает снижение удельной потребляемой мощности при диффузионном насыщении до 0,5 Вт/см². Установка надежна в эксплуатации. В качестве рабочих газов используются азот и аргон.

Установка УАТР-63 (рис. 6.3, в) разработана для серийного внедрения в промышленность в отраслях тяжелого машиностроения и электронного машиностроения для упрочнения инструмента и оснастки предприятий данных отраслей [418, 419]. Установка выполнена в виде отдельных блоков, имеющих различные модификации. Водоохлаждаемая рабочая камера имеет объем 0,6 м³ и обеспечивает размещение крупных штампов и лит-форм с размерами 600×600×750 мм. Мощность установки 40 кВт. Установка оснащена электронным блоком стабилизации разряда, гидравлической системой подъема и опускания корпуса и крышки камеры, полуавтоматической системой приготовления рабочей смеси и ее очистки от влаги и кислорода. Вакуумная система имеет два вакуумных насоса с производительностью 20 л/с и 5 л/с, обеспечивающих быструю откачку воздуха в период запуска установки. Она обеспечивает экономичное расходование газовой смеси и электроэнергии, работая малым вакуумным насосом в период диффузионного насыщения.

Установка ИПА-3106 (рис. 6.3, г) разработана и изготовлена по заказу ПО “Прогресс” (г. Бердичев) для поверхностного упрочнения металлорежущего инструмента, лит-форм, штампов и деталей технологического оборудования малых и крупных размеров (диаметр до 800 мм). С целью повышения производительности установки она имеет три водоохлаждаемые камеры, последовательно включаемые в работу из расчета, что одна камера находится под нагрузкой, во второй идет процесс диффузионного насыщения,

а в третьей происходит остывание деталей после упрочнения. Установка имеет единую вакуумную систему, отличительной особенностью которой является наличие вакуумного коммутатора, позволяющего поочередно подключить вакуумный насос к той или иной разрядной камере. Управляемые электромагнитные клапаны позволяют регулировать производительность вакуумного насоса за счет перекрытия сечения всасывающего патрубка.

Система газоподготовки выполнена в виде отдельного блока и позволяет автоматически готовить смесь азота и аргона в любом заданном соотношении, очищать его от паров воды и кислорода, подавать готовую смесь или отдельные ее компоненты в разрядную камеру. Переключение подачи смеси в ту или иную камеру осуществляется специальным газовым коммутатором.

Система электрообеспечения традиционная, позволяет повышать напряжение в разрядной камере в период очистки до 1200 В.

Система управления оснащена электронным контроллером, обеспечивающим не только высокую стабильность тлеющего разряда в период диффузионного насыщения, но и автоматический выход на нужный температурный режим и его поддержание в процессе работы. Для поочередного подключения в работу разрядных камер имеется электрический коммутатор. Система позволяет вести процесс ионного азотирования в экономном режиме, суть которого состоит в том, что после выхода на необходимый технологический режим отключается работа вакуумного насоса и откачка рабочей смеси из разрядной камеры. В камеру подается азот по мере его расходования в процессе диффузионного насыщения. Для обеспечения постоянства азотного потенциала по объему камеры применяется система специальных газоподводящих перфорированных трубок [420]. Такой режим ионного азотирования позволяет на порядок уменьшить расход азота, на 40 % уменьшается расход электроэнергии, экономится вакуумное масло и повышается долговечность вакуумного насоса.

Ранее отмечалось, что для внедрения технологии ионного азотирования на серийных установках отечественного и зарубежного производства требуется их модернизация. С этой целью разработано устройство газоприготовления СГ-2 (рис. 6.7), позволяющее его применять в установках серийного производства при ведении техпроцесса ионного азотирования в безводородных средах [421].

6.3. Устройство газоприготовления СГ-2

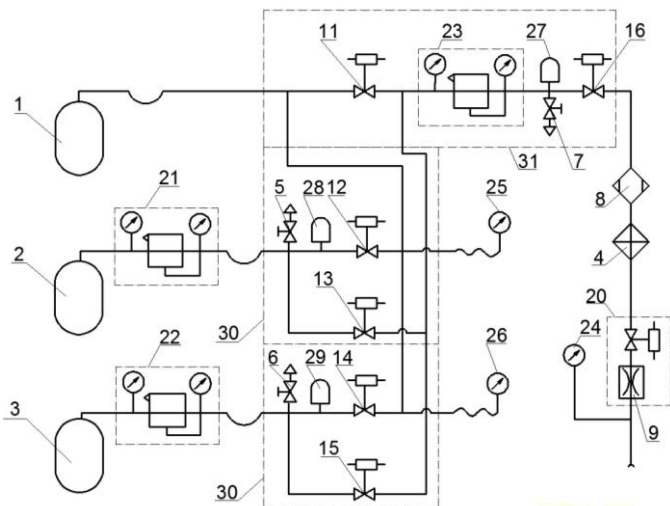
Устройство газоприготовления СГ-2 (см. рис. 6.4) предназначено для подготовки и очистки газов от влаги и кислорода двухкомпонентной газовой смеси (например, азот + аргон) в любом соотношении компонентов. Оно может работать в автоматическом или ручном режимах настройкой электроконтактных манометров и использоваться для установок ионно-плазменного азотирования в производственных и лабораторных условиях.

Устройство состоит: из стойки, включающей в себя три газовых баллона для хранения азота, аргона и газовой смеси; блока газоподготовки, смонтированного в виде отдельных модулей по каждому компоненту; с блока газоочистки, состоящего из кислородного очистителя и химического влагоотделителя; блока электрообеспечения; панели контроля и управления процессом газоподготовки и газоочистки.

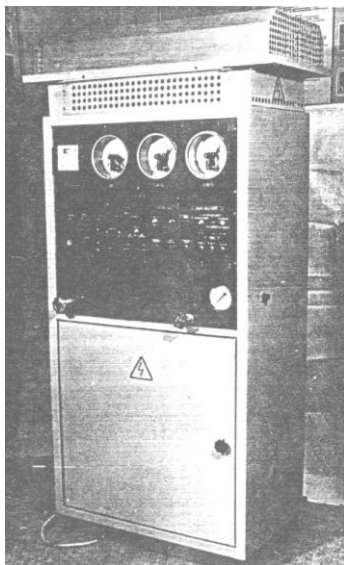
На рис. 6.4 приведена принципиальная схема устройства газоприготовления. Устройство содержит баллон 1 для размещения приготовленной смеси и баллоны 2 и 3, в которых размещаются компоненты газовой смеси. Давление в трубопроводах газовой магистрали устанавливается редукторами 21 и 22. В случае, если давление компонентов превышает номинальное, срабатывают реле давления 28 и 29, которые через систему управления блокируют подачу соответствующего компонента. Для снижения давления в магистралях служат вентили 5 и 6.

Подача компонентов в магистраль газовой смеси из баллонов 2 и 3 в баллон 1 осуществляется путем открытия электромагнитных клапанов 12 и 14, управляемых электромагнитами А2 и А4. Электроконтактные манометры 25 и 26, контролируя давление смеси, служат для дозировки компонентов при получении смеси в нужном процентном соотношении по объему. Газовая смесь в систему очистки подается через клапан 11. В случае необходимости в разрядную камеру может подаваться через клапаны 13 и 15 один из компонентов, минуя магистраль газосмещения. Смесь или отдельный газ перед очисткой редуцируется редуктором 23, блокировка по давлению осуществляется реле давления 27, разгерметизация – вентилем 7.

Магистраль системы очистки включается клапаном 16. Влагоотделитель 8 изготовлен с использованием гранул цеолита, хорошо адсорбирующих пары воды, осушает газовую смесь.



a



б

**Рис. 6.4. Устройство газоприготовления СГ-2:
а) принципиальная схема; б) общий вид**

Кислородная ловушка 4 состоит из герметичного объема, заполненного депассивированной стружкой из красной меди, и нагревателей для нагрева медной стружки и служит для очистки газовой смеси от кислорода. Пуск газовой смеси в камеру осуществляется клапаном 20, ее расход регулируется дросселем 9. Моновакуумметр 24 предназначен для грубого контроля вакуума в разрядной камере и блокировки подачи смеси в камеру в случае аварийного давления в последней.

Принцип работы устройства газоприготовления следующий. При нажатии на кнопку “Пуск” открывается электромагнитный клапан компонента, имеющего меньшее процентное содержание в газовой смеси и в смесительный баллон 1 поступает определенная порция данного компонента, которая фиксируется электроконтактным манометром 25 или 26, предварительно настроенным на нужное давление. После этого автоматически по сигналу указанного манометра открывается клапан магистрали второго компонента, и в смесительный баллон подается данный компонент. При достижении давления в магистрали смеси определенного значения, предварительно выставленного на втором электроконтактном манометре, электрический сигнал от него поступает на клапан магистрали второго компонента и его подача прекращается. Смесь готова.

По сигналу оператора смесь подается в систему очистки и в дальнейшем в разрядную камеру. По мере расхода газовой смеси давление в магистрали уменьшается и при достижении критического значения, предварительно выставленного на электроконтактном манометре первого компонента, автоматически открывается клапан его магистрали, и цикл приготовления газовой смеси повторяется.

Устройство СГ-2 выполнено в виде отдельного шкафа (см. рис. 6.4, б) с габаритными размерами 650×900×2200 мм, потребляет мощность 1,0 кВт и питается переменным трехфазным током ($U = 380$ В). Данное устройство прошло промышленную апробацию на ПО “Станкозавод им. А.М. Горького” (г. Киев) при модернизации серийной установки НШВ 18/9 и на ПО “Стрела” (г. Оренбург) при модернизации установки НГВ 6/6-И1 при ее переводе на безводородную технологию ионного азотирования.

6.4. Контроллер процесса ионного азотирования

Качество химико-термической обработки металлов азотированием в тлеющем разряде существенно зависит от соблюдения основных параметров режима: электрических характеристик разряда, влияющих на интенсивность процесса и его температурный режим, и температуры азотируемых деталей. При этом для повышения производительности установок, желательнее, обеспечить ускоренный выход на режим без перегрева деталей, и обусловленного этим отпуском, исключить аварийные ситуации, связанные с превышением значений напряжения тока, при которых возможен переход тлеющего разряда в дуговой.

Указанная цель достигается тем, что устройство через низкочастотные фильтры подключается одновременно к датчикам тока, напряжения разряда и температуры детали, имеет системы изменения управляющего напряжения тиристорного регулятора, алгоритмов идентификации нештатных ситуаций, селектора сигналов нештатных ситуаций и схемы задержки, восстановления управляющего напряжения, его сброса и аварийной сигнализации. Благодаря такой структуре, в устройстве могут быть заданы: напряжение, сила тока тлеющего разряда, температура детали, а также обеспечен выход на указанный параметр и его автоматическое поддержание. При этом система выхода на параметр режима адаптивная, учитывающая не только заданную скорость измерения параметра, но и состояние системы идентификации нештатных ситуаций, анализирующей параметры процесса по четырем критериям. В зависимости от критерия нештатной ситуации селектор сигналов нештатных ситуаций обеспечивает или включение схем задержки и последующего экспоненциального восстановления управляющего напряжения, или сброса процесса с аварийной сигнализации.

Устройство контроля и управления процессом ионного азотирования (см. рис. 6.5) содержит датчики напряжения 2, тока I тлеющего разряда, температуры детали 3, которые подключаются к анализатору параметров 4. В качестве контрольно-измерительного прибора анализатора параметров использован цифровой вольтметр 5. Сигналы состояния процесса ионного азотирования обрабатываются в блоке управления и сигнализации 6. При этом на тиристорный регулятор напряжения 7, который прикладывается к электродам разрядной камеры 8, выдается управляющее напряжение,

величина которого зависит от электрических параметров разряда и температуры детали, а также их соответствия заданным значениям. Устройство контроля и управления обслуживается блоком питания 9. Подключение датчиков 1–3 осуществлено через фильтры нижних частот 10–12 с переключателем 13, с помощью которого какой-либо из датчиков соединяется с компараторами 14, 15, сравнивающими напряжение сигнала соответствующего датчика с опорным напряжением, которое формируется регулируемым источником 16.

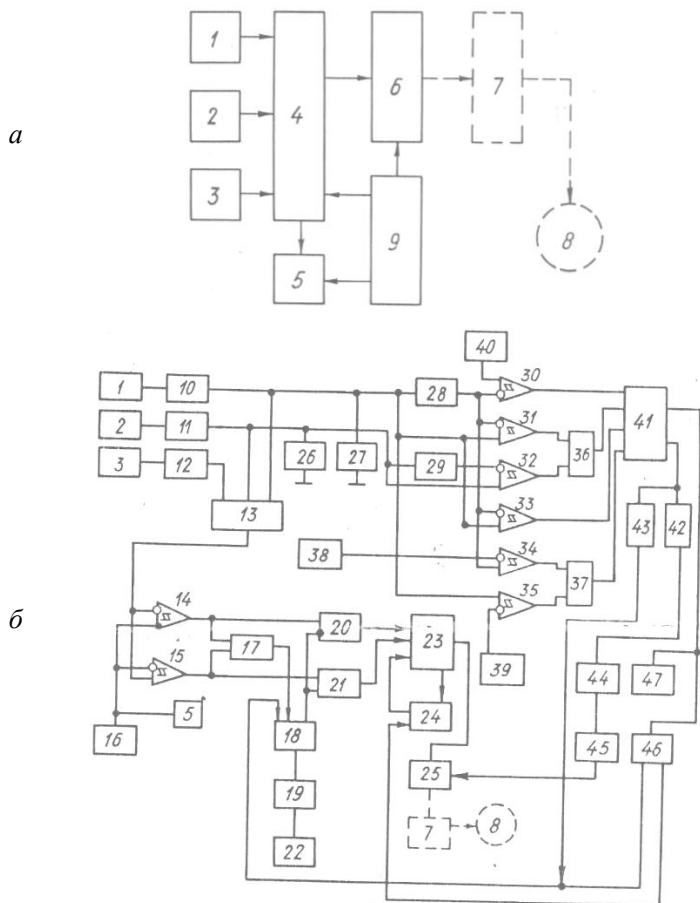


Рис. 6.5. Принципиальная схема контроллера:
 а) блок-схема; б) развернутая схема

Система автоматического изменения управляющего напряжения тиристорного регулятора состоит из логического элемента “И” 17, генератора счетных импульсов 18, ключей 19–21, генератора модулирующих импульсов инфранизкой частоты 22, реверсивного счетчика 23, схемы автосброса 24, цифро-аналогового преобразователя 25. Система алгоритмов идентификации нештатных ситуаций исключает интегрирующие RC-цепочки 26, 27, масштабные умножители тока 28 и напряжения 29 разряда, компараторы 30–35, логические элементы “И” 36 и “ИЛИ” 37, задатчики предельнодопустимых значений среднего 38 и текущего 39 тока и порогового тока 40. В схему обработки сигналов нештатных ситуаций включены: селектор 41, одновибратор отсечки 42, одновибратор фиксации счета 43, ключ 44, RC-схема экспоненциального восстановления опорного напряжения 45, схема сброса и прекращения процесса выхода на режим 46 (в случае аварийной ситуации) и устройство аварийной сигнализации 47.

Устройство работает следующим образом. Сигнал от датчиков 1–3 после прохождения через фильтры 10–12 сглаживается и поступает в анализатор параметров процесса 4, в котором посредством переключателя 13 поочередно подаются на входы компараторов 14 и 15, где происходит их сравнение с опорным напряжением, которое устанавливается вручную и выдается источником 16. В ходе установки того или иного значения параметра визуальный контроль осуществляется с помощью цифрового вольтметра 5. Сигналы на выходе компараторов поступают на вход логического элемента “И” 17 и в случае, если фактический параметр соответствует заданному, с выхода элемента 17 на генератор 18 поступает сигнал запрета. Реверсивный счетчик 23, управляемый в зависимости от их уровня сигналами от компараторов 14, 15 и генератора 18, через ключи 20 и 21 ведет прямой или обратный счет, а цифроаналоговый преобразователь 25, соответственно, увеличивает или уменьшает управляющее напряжение тиристорного регулятора 7. Это приводит к снижению напряжения на электродах разрядной камеры 8. Если текущее значение параметра меньше заданного, то сигнал запрета на генератор 18 не подается и счетные импульсы. Счетные импульсы генератор вырабатывает в виде отдельных серий, длительность пауз между которыми устанавливается через ключ 19 генератором модулирующих импульсов инфранизкой частоты 22. Счетные импульсы через счетчик 23 увеличивают посредством цифро-аналогового преобразователя 25 управляющее напряжение регуля-

тора 7, которое увеличивает напряжение на электродах камеры 8. Схема автосброса 24 служит для предотвращения обратного счета реверсивным счетчиком 23, если он находится в состоянии, близком к нулю. Так как в этом случае возможен переход ввиду отсутствия области отрицательных значений на максимальное состояние счетчика, а, соответственно, на максимальное значение управляющего напряжения, то есть будет получено воздействие, противоположное требуемому. Скорость приращения напряжения может ступенчато изменяться настройкой генератора 22.

Для более стабильной работы блока управления и сигнализации за счет дополнительной фильтрации (сглаживания) сигналов датчиков тока и напряжения в систему алгоритмов идентификации нештатных ситуаций включены интегрирующие КС-цепочки 26 и 27. Система алгоритмов идентификации нештатных ситуаций оценивает состояние электрических параметров разряда по четырем видам критериев:

1. Микродуга в области малых токов идентифицируется по условиям значения среднего тока, которое меньше или равно пороговому, установленному задатчиком 40, и многократному превышению мгновенным током среднего значения (коэффициенты кратности здесь и далее реализованы схемой по результатам экспериментальных исследований процесса);

2. Дуга в области больших токов, что (в отличие от первого критерия, характерного для режима очистки поверхности детали) больше соответствует собственно процессу диффузионного насыщения, распознается по условиям, когда среднее значение тока больше порогового по задатчику 40. При этом мгновенное напряжение меньше среднего значения напряжения, а мгновенное значение тока превышает среднее с учетом поправочных коэффициентов, из которых коэффициент среднего напряжения меньше единицы, а коэффициент среднего тока больше единицы. Сочетание факторов падения напряжения при резком увеличении тока в области его существующих значений однозначно соответствует переходу тлеющего разряда в дуговой;

3 Аварийная ситуация, при которой среднее значение тока больше или равно максимально допустимому среднему значению, установленному задатчиком 38.

4 Аварийная ситуация, соответствующая мгновенному току, равному или превышающему максимально допустимое значение тока, регламентированное задатчиком 39.

Применение устройства контроля и управления процессом ионного азотирования позволяет автоматизировать выход и отслеживание заданных параметров режима, что в свою очередь, не только повышает производительность установки для химико-термической обработки, но и ее качество.

6.5. Направления развития установок для ионного азотирования

Анализ путей совершенствования оборудования для ионного азотирования в мировой практике, подробно рассмотренный в п. 1.6.5, позволяет выделить следующие направления и тенденции:

- улучшение технико-экономических показателей установок;
- сокращение продолжительности процесса азотирования;
- повышение прочности, износостойкости и коррозионной стойкости азотированного слоя;
- повышение надежности.

В современных условиях большой акцент делается на экономичность оборудования в связи с возросшей стоимостью топлива и электроэнергии, его герметичность, обеспечивающую безопасное обслуживание и сохранение окружающей среды. В связи с этим большие перспективы открывает технология ионного азотирования в безводородных средах, применение которой позволяет создавать установки с замкнутым технологическим циклом, ведение техпроцессов без вентиляции разрядной камеры в процессе насыщения с ее подпиткой азотом по мере расходования в процессе диффузионного насыщения упрочняемых элементов конструкций. Применение такой технологии на порядок снижает расход газовой смеси и на 40 % сокращается расход электроэнергии по сравнению с технологией ионного азотирования в водородсодержащих средах, обеспечивается улучшение условий труда, противопожарная безопасность, полная экологическая чистота процесса, что особо важно в современных условиях.

На экономические показатели установок ионного азотирования большое влияние оказывают их технические характеристики, такие как мощность, производительность, продолжительность подготовительно-заключительных операций, габариты и др. Существуют оптимальные их соотношения в массовом производстве, при которых достигается максимальная экономичность техпроцессов.

Опыт эксплуатации установок ионного азотирования показывает, что наибольшая их экономичность достигается при мощности 40–60 кВт и объеме разрядной камеры 0,6–0,8 м. При больших значениях указанных параметров существенно увеличивается время на подготовительно-заключительные операции (продолжительность вакуумирования, выхода на режим, остывания), а при меньших значениях – возрастает доля затрат на обслуживание и амортизацию, что приводит к снижению экономичности установки.

Максимальное повышение прочности, износостойкости, коррозионной стойкости и других эксплуатационных характеристик элементов конструкций требует оптимизации физико-механических характеристик азотированных слоев применительно к реальным условиям эксплуатации путем оптимизации параметров технологического процесса. Решению этой задачи способствует создание установок с автоматизированной системой управления технологическим процессом с применением микропроцессорной техники и встроенных ЭВМ, позволяющих использовать заранее разработанные программы ведения технологического процесса и управлять им на базе полученных ранее закономерностей с учетом активного контроля свойств диффузионного слоя. Блок-схема такой установки приведена на рис. 6.6.

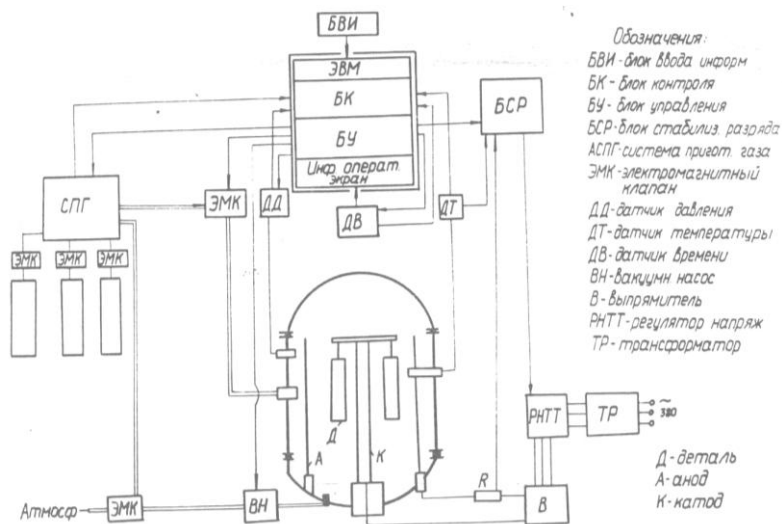


Рис. 6.6. Схема установки ионного азотирования с автоматизированной системой управления

Работы по созданию таких установок активно проводятся в Украине и за рубежом. Однако они сдерживаются отсутствием надежных средств активного контроля свойств азотированного слоя (твердости, глубины, фазового состава) в процессе диффузионного насыщения, а также отсутствием исследований закономерностей влияния физико-механических характеристик этого слоя и технологических параметров процесса ионного азотирования на эксплуатационные свойства упрочняемых изделий. Определенный вклад в решение данной проблемы вносит данная работа.

Перспективность создания установок для ионного азотирования в безводородных средах обусловлена тем, что данная технология исключает вредное влияние водорода на характеристики прочности и пластичности упрочняемых изделий.

Таким образом, создание установок для ионного азотирования в безводородных насыщающих средах с автоматизированной системой управления на базе встроенной мини ЭВМ является перспективным направлением развития оборудования для поверхностного упрочнения элементов конструкций.

ВИСНОВКИ

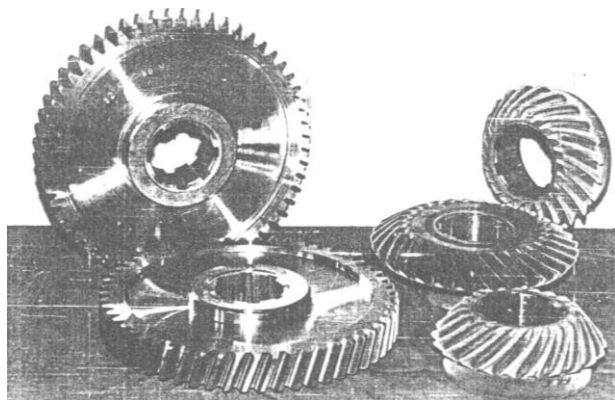
ПРОМЫШЛЕННЫЕ ИСПЫТАНИЯ РАЗРАБОТАННЫХ ТЕХНОЛОГИЙ ПОВЕРХНОСТНОГО УПРОЧНЕНИЙ В ТЛЕЮЩЕМ РАЗРЯДЕ В БЕЗВОДОРОДНЫХ СРЕДАХ

С целью проверки эффективности предлагаемой технологии ионного азотирования в безводородных средах были проведены промышленные и стендовые испытания различных деталей машин, инструмента и оснастки в различных условиях эксплуатации [421–447]. Упрочнения деталей проводились на экспериментальной установке (см. рис. 6.1) с последующим испытанием на стендах и производстве.

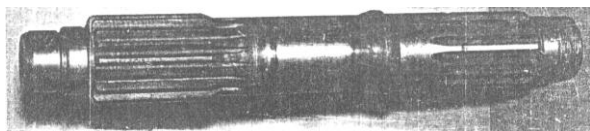
7.1. Испытания деталей машин и оборудования в различных эксплуатационных условиях

Проведены испытания зубчатых колес, коленчатых и шлицевых валов, шпинделей станков и других деталей, изготовленных из различных сталей и азотированных по оптимальным технологическим режимам.

Сравнительные ускоренные стендовые испытания деталей тракторного двигателя А-01М на Алтайском тракторном заводе (зубчатых колес, коленчатых, шлицевых и распределительных валов, коромысел), некоторые примеры из которых приведены на рис. 7.1 и 7.2. Испытания показали повышение износостойкости азотированных зубчатых колес и коленчатых валов в 1,6–1,8 раза, шлицевых валов – в три раза, распредвалов и коромысел системы газораспределения – в 1,5–2 раза по сравнению с технологией серийного производства. Исследование технологии ионного азотирования в безводородных средах зубчатых колес на ПО “Станкостроительный завод им. Горького” (г. Киев) показали существенное повышение их качества за счет равномерного покрытия по всей поверхности зуба и уменьшения поводок зубчатых колес [421]. Данный технологический процесс внедрен в производство.



а



б



в

Рис. 7.1. Детали машин и станков, подвергавшие ионному азотированию в безводородных средах:
а) зубчатые колеса; б) шлицевой вал; в) шпindelь ограночного станка

Стендовые испытания плунжеров топливных насосов (см. рис. 7.2, *а*), проведенные Московским НПО НИИ тракторосельхозмаш и Ярославским моторным заводом и упроченных по различным технологическим режимам ионного азотирования в безводородных средах [431], позволили выбрать оптимальные технологические режимы для сталей 25Х5М и ШХ15. Особенностью этих технологических режимов является получение азотированных слоев без зоны нитридных соединений, которые обеспечили повышение износостойкости плунжерной пары в 1,4–1,5 раза [428]. Наличие нитридной зоны в данных условиях эксплуатации вызывает повышенный износ в плунжерной паре за счет образования абразивных частиц при разрушении нитридного слоя.

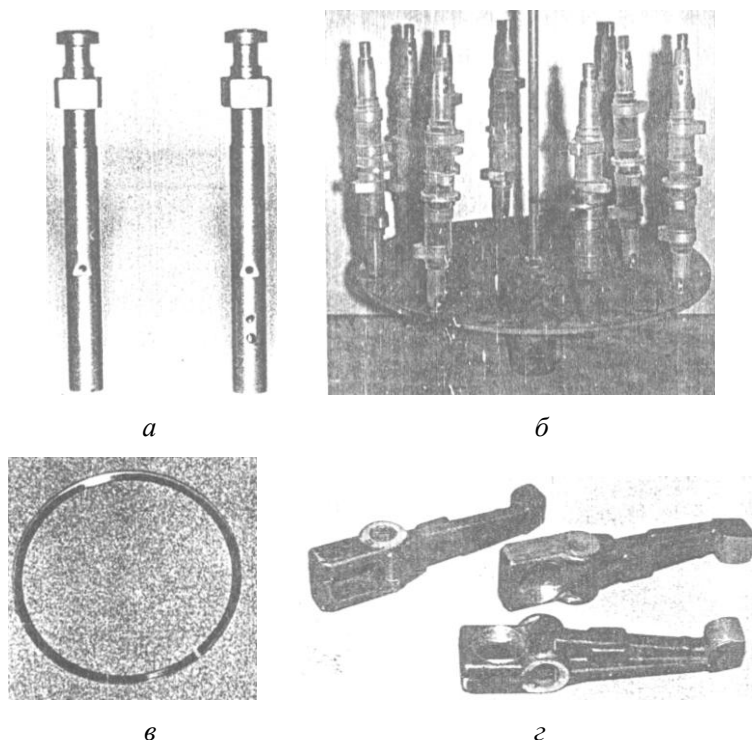


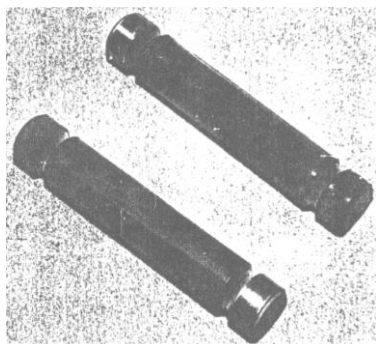
Рис. 7.2. Детали тракторных двигателей, подвергавшихся ионному азотированию в безводородных средах: а) плунжера топливных насосов; б) распределительные валы системы газораспределения; в) кольца поршневые; г) коромысла газораспределительной системы

Исследования впускных клапанов к двигателю Д-240 Минского моторного завода и к двигателю “Жигули”, а также плунжерных пар топливного насоса, проведенные в НПО ВНИИТМАШ, показали, что ионное азотирование в безводородных средах позволяет получить качественное упрочнение поверхности деталей с равномерным слоем, высокой твердостью и без отклонений формы поверхности, выходящими за пределы допуска. Данная технология рекомендована для внедрения в производство [448].

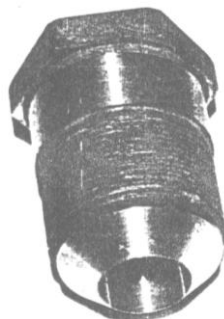
Исследования, приведенные в главе 4, показывают, что повышение износостойкости в абразивных и коррозионно-активных средах достигается за счет создания нитридного слоя определен-

ного фазового состава, обладающего высокой твердостью и повышенной коррозионной стойкостью. Это подтверждается промышленными испытаниями.

На протяжении двух сезонов на Хмельницком сахарном заводе проводились сравнительные промышленные испытания пальцев тяговых транспортеров (рис. 7.3, *а*), работающих в абразивной среде, и защитных втулок перекачивающих насосов СОТ-100 [431] работающих в коррозионно-активных средах.



а



б



в

**Рис. 7.3. Детали машин, подвергавшиеся ионному азотированию:
а) оси цепей транспортеров; *б*) сопло литевых процессов
для переработки пластмасс; *в*) подшипники качения**

Испытания показали, что износостойкость азотированных пальцев из стали 40X и 38ХМЮА в 12 раз превышала их износостойкость при изготовлении из стали Ст. 3 и в 2,8 раз при их изготовлении из стали 20 с последующей цементацией [427]. Износостойкость азотированных защитных втулок из стали 45X насосов СОТ-100, испытывавшихся в различных средах (известковое молоко, диффузионный сок, конденсат и другие жидкости с рН 6,2–13,5), увеличилась в два–три раза в щелочных и три–четыре раза в нейтральных средах по сравнению с неупрочненными [430].

Аналогичные результаты получены при испытаниях опорных торцовых втулок машин для химчистки одежды КХ-010 на Хмельницкой фирме “Подольянка”. Азотированные опорные втулки из стали 38ХМЮА (см. табл. 7.1) при работе в перхлоре имели износостойкость в 2,5 раза большую по сравнению с их износостойкостью при изготовлении из стали 40X каленной.

Проведенные промышленные испытания шнеков термопласт-автоматов из стали 38ХМЮА на ПО Термопластавтоматов (г. Хмельницкий) при переработке наполненных пластмасс показали, что износостойкость шнеков после ионного азотирования по оптимальному режиму возрасла в 1,8 раза по сравнению с существующим процессом газового азотирования.

Резкое уменьшение искажения формы шнека и улучшение шероховатости поверхности после ионного азотирования позволили упростить технологию изготовления шнеков, исключив финишную операцию шлифовки [422]. Промышленные испытания азотированных сопел литевых машин (см. рис. 7.3, б) из стали 40X при переработке стеклонеполненного полимера ПС 68 на ПО “Катион” (г. Хмельницкий) показали повышение их износостойкости в 2,2–2,5 раза по сравнению с калеными [431].

В НПО ВНИПП (г. Москва) проведены стендовые испытания экспериментальных подшипников качения 5-220 ЕШ6, 5-466320 ЕШ6, 5-46211 ЕШ6, 5-92224 ЕШ6 в жидкости ПГВ, изготовленных из стали ШХ15 и подвергавшихся предварительно процессу нитрозакалки по оптимальному режиму (см. табл. 7.1). Испытания показали повышение долговечности упрочненных подшипников в 1,5 раза и увеличение виброакустических характеристик (снижение шума на 6–10 дБ) по сравнению с неупрочненными.

Значительное повышение износостойкости дает ионное азотирование при упрочнении чугунных деталей машин.

Таблица 7.1

**Режимы ионного азотирования и физико-механические характеристики азотированных слоев
различных деталей машин**

| № п/п | Наименование детали | Коли- чество деталей | Марка стали | Режим ионного азотирования | | | | | Микротвердость после азотирования HV ₁₀₀ , МПа | Глубина азотированного слоя, мкм |
|----------|---------------------------------------|----------------------------|----------------|-------------------------------|-----------|-------------------|----------------|--------------|--|--|
| | | | | Газовая смесь | | Температура T, °С | Давление p, Па | Время τ, час | | |
| | | | | N ₂ , об. % | Ar, об. % | | | | | |
| <i>1</i> | <i>2</i> | <i>3</i> | <i>4</i> | <i>5</i> | <i>6</i> | <i>7</i> | <i>8</i> | <i>9</i> | <i>10</i> | <i>11</i> |
| 1 | Колесо зубчатое | 120 | 40X | 75 | 25 | 580 | 240 | 6 | 8090 | 320 |
| 2 | Опорные ролики ограночных станков | 200 | 40X | 81 | 19 | 580 | 240 | 4 | 8040 | 260 |
| | | 200 | 45 | 75 | 25 | 570 | 265 | 4 | 7380 | 240 |
| 3 | Сопло литьевой машины | 30 | 40X | 81 | 19 | 560 | 265 | 6 | 8360 | 300 |
| 4 | Шнек термопластавтомата | 12 | 38ХМЮА | 75 | 25 | 580 | 200 | 6 | 11080 | 350 |
| 5 | Шестерня | 30 | 12ХНЗА | 25 | 75 | 540 | 80 | 4 | 8400 | 185 |
| 6 | Вал шлицевой муфты 01М | 12 | 20X | 75 | 25 | 570 | 80 | 4 | 6580 | 190 |
| 7 | Шпиндель ограночных станков | 4 | 45 | 75 | 25 | 560 | 265 | 4 | 7320 | 240 |
| 8 | Распределительный вал дизеля А-01М | 8 | 40X | 75 | 25 | 580 | 240 | 4 | 7940 | 255 |

Продолжение таблицы 7.1

| 1 | 2 | 3 | 4 | 5 | 6 | 7 | 8 | 9 | 10 | 11 |
|----|---|-----|----------|----|----|-----|-----|---|-------|------|
| 9 | Коромысло дизеля А-01М | 64 | 40X | 75 | 25 | 580 | 240 | 4 | 8100 | 260 |
| 10 | Плунжер топливного насоса | 100 | 25X5M | 25 | 75 | 540 | 65 | 2 | 9360 | 120 |
| | | 50 | ШХ15 | 25 | 75 | 580 | 65 | 2 | 7670 | 160 |
| 11 | Клапан двигателя Д 240 | 24 | 40X10C2M | 75 | 25 | 570 | 80 | 4 | 14320 | 160 |
| | | 24 | 40X9C2 | 75 | 25 | 580 | 265 | 4 | 10110 | 168 |
| 12 | Распределительный вал автомобиля "Жигули" | 25 | АВЧ-1 | 75 | 25 | 580 | 265 | 6 | 8320 | 280 |
| 13 | Пальцы тяговой цепи транспортера | 20 | 38ХМЮА | 80 | 20 | 520 | 240 | 6 | 12000 | 270 |
| | | 20 | 45X | 75 | 25 | 560 | 265 | 6 | 8338 | 340 |
| 14 | Кольцо поршня компрессора | 24 | В450-2 | 81 | 19 | 600 | 400 | 3 | 7250 | 210 |
| 15 | Опорные втулки машины химчистки КХ-010 | 5 | 38ХМЮА | 75 | 25 | 600 | 200 | 6 | 10500 | 300 |
| 16 | Подшипники качения | 60 | ШХ15 | 62 | 38 | 570 | 240 | 4 | 7420* | 543* |
| 17 | Втулки насосов СОР-100 | 12 | 45X | 75 | 25 | 520 | 265 | 3 | 8560 | 230 |
| | | | | 90 | 10 | 520 | 80 | 1 | | |

Примечание. *Значения микротвердости и глубины азотированного слоя после нитрозакалки с выдержкой $\tau = 7$ мин (см. табл. 5.8).

Опыт эксплуатации автомобилей “Жигули” показал, что применение оптимальных режимов ионного азотирования распределителей из высокопрочного чугуна позволяет увеличить их долговечность в 1,5–2 раза (пробег 250–260 тыс. км). Долговечность чугунных поршневых колец автомобиля КАМАЗ производства Одесского производственного объединения “Кольцо” после ионного азотирования в безводородной среде увеличилась в 5 раз.

Стендовые испытания компрессоров на Хмельницком заводе тракторных агрегатов показали, что долговечность азотированных поршневых колец, изготовленных из чугуна В450-20, увеличивается в 1,5 раза по сравнению с неазотированными.

Таким образом, проведенные на многих предприятиях промышленные и стендовые испытания деталей машин, подвергавшимся ионному азотированию в безводородных средах по оптимальным технологическим режимам, показали повышение их износостойкости в 1,5–3 раза в зависимости от условий эксплуатации и испытаний.

7.2. Испытания режущего инструмента

Особенностью режущего инструмента является наличие острых кромок, затупление которых является одной из главных причин потери его работоспособности. Режущие кромки испытывают в процессе резания большие динамические нагрузки, высоких температур и подвергаются интенсивному изнашиванию. В процессе ионного азотирования на острых кромках достигается повышенная плотность тока, что вызывает более интенсивное протекание диффузионных процессов и ускоренный рост азотированного слоя. Важным является недопущение охрупчивания режущей кромки, вызывающее быстрое ее разрушение в процессе эксплуатации. Поэтому высокая работоспособность инструмента достигается при оптимальном сочетании физико-механических свойств покрытия (твердости, пластичности, глубины слоя и др.) и его фазового состава применительно к условиям эксплуатации.

Проводились сравнительные испытания в промышленных условиях разнообразного инструмента – фрез, сверл, протяжек, разверток, метчиков и др. (рис. 7.4), подвергавшегося ионному азотированию в безводородных средах (см. табл. 7.2).

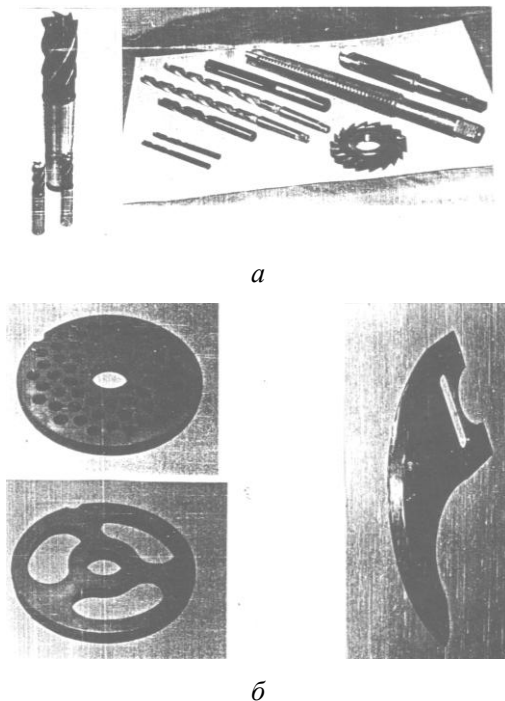


Рис. 7.4. Режущий инструмент, упрочнявшийся методом ионного азотирования в безводородных средах:
а) разновидности упрочняемого металлорежущего инструмента;
б) режущий инструмент мясокombинатов

С целью выбора оптимальных параметров износостойкости была проведена предварительная серия экспериментов в лабораторных условиях при постоянстве условий резания, позволившая определить оптимальную область параметров технологического процесса упрочнения. Данные исследования показали необходимость ведения техпроцесса диффузионного насыщения азотом при низких температурах (490–500 °С) с целью меньшего отпуска и сохранения твердости основы под азотированным слоем. Для уменьшения хрупкости азотированного слоя он должен иметь только зону внутреннего азотирования (α -твердый раствор азота в железе, упрочненный нитридными и карбидными выделениями легирующих элементов) без образования нитридной зоны.

Таблица 7.2

Результаты испытаний стойкости металлорежущего инструмента, азотированного в тлеющем разряде в безводородных средах

| № п/п | Наименование инструмента | Материал | Режим ионного азотирования | | Давление, Па | Время, мин | Обработываемый материал | Повышение стойкости, раз | Место испытаний |
|-------|----------------------------|----------|----------------------------|-----------------|--------------|------------|-------------------------|--------------------------|-------------------------------|
| | | | Смесь, % Ar | Температура, °С | | | | | |
| 1 | Фреза пальцев Ø8–18 мм | P6M5 | 25 | 490 | 225 | 30 | Сталь 45 | 1,9 | ПО “Катион” |
| 2 | Фреза пальцев Ø 12 мм | P6M5 | 25 | 490 | 225 | 40 | 06ХН28 МДТ | 1,5–2 | По “прогресс” |
| 3 | Сверло Ø 6,5 мм | P6M5 | 25 | 490 | 225 | 20 | Сталь Ст 3 | 1,7 | Завод “Темп” |
| 4 | Сверло Ø 6,5 мм | P6M5 | 25 | 490 | 225 | 20 | Винипласт | 3 | Завод “Темп” |
| 5 | Метчик К 1/8 | P6M5 | 25 | 490 | 225 | 15 | Сталь Ст 3 | 2–2,5 | ПО “Пресмаш” |
| 6 | Плашка М4 | P6M5 | 25 | 490 | 225 | 10 | Сталь 45 | 1,6 | ПО “Новатор” |
| 7 | Резец токарный | P6M5 | 25 | 490 | 225 | 40 | Сталь 45 | 2 | Завод Зеленоград-гидроагрегат |
| 8 | Резец токарный (пластинки) | ВК8 | 75 | 500 | 80 | 120 | Сталь 45Л | 1,7 | Завод Строймашина |
| 9 | Резец токарный (пластинки) | T5K10 | 75 | 600 | 80 | 120 | Сталь 45Л | 1,8 | Завод Строймашина |

Толщина азотированного слоя не должна превышать 40–50 мкм в зависимости от геометрических размеров инструмента и условий резания.

Основная серия экспериментов по исследованию износостойкости металлорежущего инструмента проводилась в производственных условиях при резании различных материалов.

На ПО “Новатор” проведены испытания азотированных по различным режимам концевых фрез диаметром 6–18 мм при обработке сталей ХВГ, 12Х18Н9Т и титанового сплава ВТ-1. Критерием оценки износа служила ширина ленточки задней поверхности зубьев, периодически измеряемая на инструментальном микроскопе БМИ-1Ц. На рис. 7.5 показаны зависимости износа азотированных и неазотированных фрез от времени работы при обработке различных материалов, из которых видно значительное уменьшение износа азотированных фрез по сравнению с неазотированными в процессе фрезерования. В результате испытаний установлено повышение износостойкости азотированных фрез в 1,5–3 раза [427, 435].

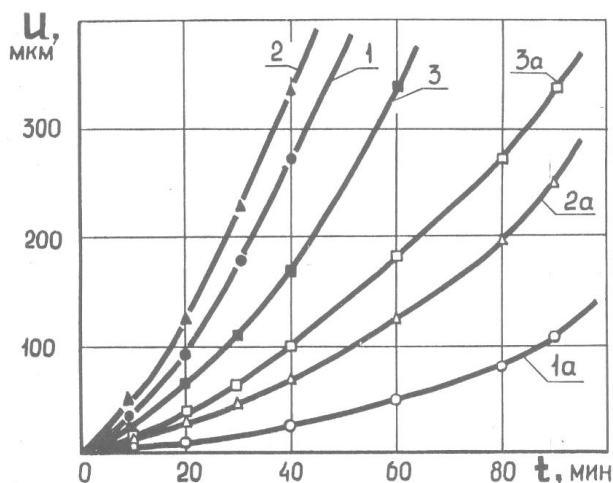


Рис. 7.5. Зависимость износа пальцевых фрез $\varnothing 10$ мм из стали Р6М5 от продолжительности фрезерования различных материалов:
 1, 1a — сталь 12Х18Н9Т; 2, 2a — сплав ВТ-1; 3, 3a — сталь ХВГ;
 1–3 — фрезерование неупрочненными фрезами;
 1a–3a — фрезерование фрезами, подвергавшимся ионному азотированию по режиму: среда 75 об. % N_2 + 25 об. % Ar; $T = 490$ °С; $p = 225$ Па; $\tau = 30$ мин

На ПО “Катион” испытана крупная партия пальцевых фрез из стали Р6М5 в количестве 10 тыс. шт., азотированных по оптимальному режиму (см. табл. 7.2), при обработке среднеуглеродистых конструкционных сталей на станках с ЧПУ. Испытания показали повышение износостойкости азотированных фрез в 1,9 раза по сравнению с неазотированными. Аналогичные испытания фрез, сверл, метчиков, плашек, токарных резцов и другого металлорежущего инструмента из стали Р6М5 проведены на Хмельницких заводах “Темп”, “Строймашина”, ПО Термопластавтоматов, ПО “Прогресс” (г. Бердичев), Красиловском машиностроительном заводе и заводе “Зерноградгидроагрегат”. Испытания показали повышение износостойкости азотированных фрез в 1,5–2 раза, сверл – 1,7–3 раза, метчиков 1,6–2,5 раз, плашек 1,6 раза, токарных резцов в 2 раза, резцов из твердых сплавов БК8 и Т5К10 в 1,7–1,8 раза в зависимости от условий резания. При этом установлено, что эффективность ионного азотирования с точки зрения повышения его износостойкости возрастает с возрастанием тяжести условий резания. В связи с этим применение ионного азотирования для упрочнения инструмента позволяет интенсифицировать режимы резания [439].

Ионное азотирование в безводородных средах является перспективным направлением упрочнения дереворежущего инструмента, работающего в сложных условиях температурного и химического воздействий. В результате пиролиз древесины при резании происходит выделение сложных химически-активных веществ в зоне резания, вызывающих интенсивный коррозионно-механический износ режущих кромок.

Экспериментальная проверка эффективности упрочнения дереворежущего инструмента методом азотирования в тлеющем разряде проводилась на дисковых пилах в производственных условиях на основе сравнительных испытаний упрочненных и неупрочненных пил из стали 9ХФ. На основании предварительных испытаний азотированных пил, подвергавшихся упрочнению по различным технологическим режимам, установлен оптимальный режим ионного азотирования: ионная очистка в среде аргона 30 мин; диффузионное насыщение в среде 70 об. % N_2 + 30 об. % Ar при температуре 580 °С и давлении 240 Па в течении 3 ч. Азотированию подвергалась только периферийная часть пилы (зубья) шириной 20 мм с целью предотвращения поводок полотна пилы.

Испытания износостойкости пил проводились при работе в различных условиях: поперечное и продольное пиление древесины

различных пород (твердолиственных и мягколиственных) и фанеры. Износ зубьев фиксировался методом фотографирования на инструментальном микроскопе при увеличении в 70 раз. Измерение износа проводилось по отпечаткам при помощи специального шаблона. Критерием оценки служил радиус скругления режущей кромки пилы.

Промышленные испытания круглых, пил, азотированных по оптимальному режиму, проводились на ПО “Новатор”, Киевском ДОКе № 6, Кастропольском ДСК, Волковинской мебельной фабрике и Летичевском лесхоззаге Хмельницкой обл. [415, 435]. На рис. 7.6 проведены зависимости изменения радиуса скругления режущих кромок зубьев азотированной и неазотированной пил в процессе эксплуатации. Испытания показали, что износостойкость азотированных пил до переточки в 4–5 раз, а после переточки в 3 раза выше по сравнению с неазотированными [437, 438].

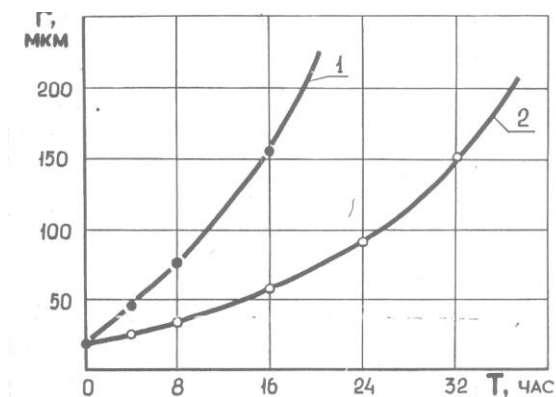


Рис. 7.6. Зависимость степени затупления зубьев круглых дереворежущих пил из стали 9ХФ от продолжительности резания:
1 – пила неупрочненная; 2 – пила азотированная

На Хмельницком мясокомбинате проведены промышленные испытания на износостойкость кутерных ножей (см. рис. 7.4) из стали 40Х, подвергавшихся ионному азотированию по следующему режиму: ионная очистка в аргоне 25 мин; диффузионное насыщение в среде 75 об. % N_2 + 25 об. % Ar при температуре 570 °С и давлении 80 Па в течение 2 ч. Данный технологический режим позволил получить азотированный слой глубиной 350 мкм с нитридной зоной на поверхности глубиной 15 мкм. На поверхности азоти-

рованного слоя обнаружена ε -фаза, обладающая повышенной коррозионной стойкостью [395, 398]. Критерием оценки износостойкости ножей служил радиус скругления лезвия ножа, который измерялся в процессе эксплуатации методом отпечатков. Испытания показали, что износостойкость кутерных ножей, азотированных в тлеющем разряде, по сравнению с неупрочненными повышается в 4 раза при переработке фарша ливерных колбас и в 8–10 раз при переработке фарша для вареных и копченых колбас.

Таким образом, проведенные промышленные испытания показали эффективность применения ионного азотирования для упрочнения режущего инструмента при условии оптимизации режимов упрочнения с учетом условий эксплуатации.

7.3. Испытание штампов

Работа штампового инструмента отличается воздействием на его рабочие участки исключительно высоких удельных нагрузок циклического действия, вызывающих износ и усталостное разрушение материала штампа. Поэтому штамповые стали должны обладать кроме высокой прочности и твердости достаточной вязкостью, износостойкостью и трещиностойкостью. При нанесении упрочняющих покрытий на штамповый инструмент кроме указанных требований должна быть обеспечена высокая адгезионная прочность между покрытием и основой и минимальное снижение несущей способности основы в результате температурного воздействия. С учетом этих требований и особенностей работы штампового инструмента выбирались оптимальные технологические режимы ионного азотирования. Для штампов, работающих с ударными нагрузками, при азотировании выбиралась низкая температура ведения процесса и не допускалось образование на поверхности хрупкого нитридного слоя. Азотированный слой состоял из α -твердого раствора азота в железе, упрочненного нитридами легирующих элементов. Для штампов, работаю их без ударных нагрузок и в абразивных средах, желательно образование твердого нитридного слоя с определенным фазовым составом, обеспечивающего высокую износостойкость штампа.

На Каменец-Подольском заводе “Электроприбор” проводились исследования износостойкости штампов для выдавливания знаков в керамике (рис. 7.7). Штампы изготавливались из стали ХВГ,

подвергались закалке с последующим ионным азотированием в азотаргонной среде по пяти различным режимам (см. табл. 7.3). Всего было испытано 250 азотированных штампа. Критерием износа являлся радиус кривизны рабочей кромки штампа, который определялся фотопроекционным методом при 200 кратном увеличении. Усредненные результаты измерений приведены в таблице 7.3.

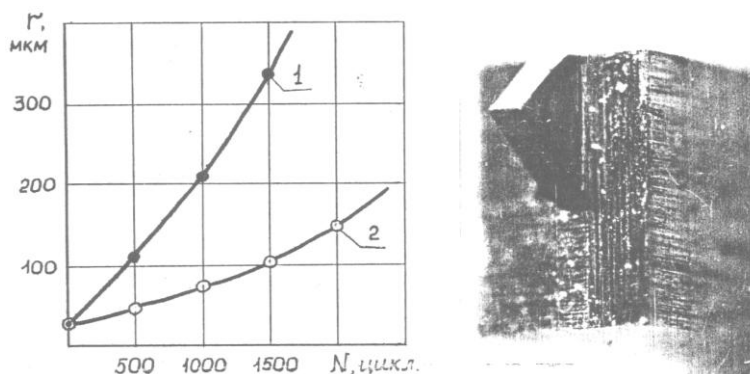


Рис. 7.7. Зависимость радиуса скругления рабочей кромки штампа для выдавливания знаков в керамике. Штамп из стали ХВГ: 1 – неазотированный; 2 – азотированный по режиму 1

Таблица 7.3

Результаты промышленных испытаний штампов для выдавливания знаков в керамике (сталь ХВГ)*

| № п/п | Режим азотирования | | | | Микротвердость, МПа | Радиус округления рабочей кромки штампа после различного количества циклов нагружения, мкм | | | | |
|-------|----------------------|----------|-------|-------|---------------------|--|------|------|-------|-------|
| | N ₂ об. % | Ar об. % | T, °C | p, Па | | 0 | 500 | 1000 | 1500 | 2000 |
| | | | | | | | | | | |
| 1 | 100 | 0 | 570 | 265 | 11000 | 20,0 | 40,0 | 63,0 | 108,0 | 152,0 |
| 2 | 75 | 25 | 570 | 265 | 10500 | 18,0 | 45,0 | 70,0 | 115,0 | 171,0 |
| 3 | 50 | 50 | 570 | 265 | 10200 | 20,0 | 50,0 | 81,0 | 128,0 | 182 |
| 4 | 100 | 0 | 520 | 265 | 11600 | 19 | 48 | 74 | 135 | 178 |
| 5 | 100 | 0 | 600 | 265 | 10800 | 18 | 45 | 77 | 124 | 166 |
| 6 | Неазотированный | | | | 8200 | 20 | 110 | 215 | 330 | – |

*Примечание. Время азотирования во всех режимах 4 ч.

Испытания показали, что износостойкость азотированных штампов в 2,5–3,5 раза выше по сравнению с неазотированными [440]. Наивысшую износостойкость показали штампы, азотированные по

первому режиму, изменение радиуса скругления рабочих кромок которых в процессе эксплуатации показано на рис. 7.7. Высокой износостойкости штампов способствовало образование на поверхности зоны нитридных соединений оптимального фазового состава. По данному технологическому режиму упрочнялись вытяжные штампы из стали ХВГ, которые испытывались на Каменец-Подольском приборостроительном заводе. Испытания показали повышение их износостойкости в 2,2 раза по сравнению с неазотированными.

На заводе Маяк ПО “Новатор” проводились промышленные испытания вырубных штампов из стали Х12М, предназначенных для вырубки пластин статора электродвигателя из электро-технической листовой стали толщиной 0,35 мм (рис. 7.8).

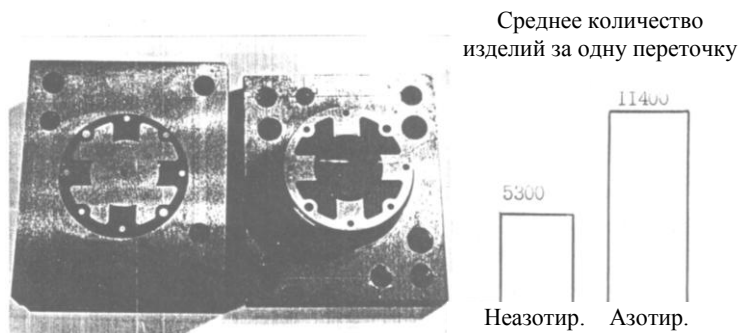


Рис. 7.8. Вырубные штампы для изготовления пластин статора электродвигателя

Учитывая условия эксплуатации штампов с воздействием ударных нагрузок на основании серии предварительных испытаний, был выбран следующий оптимальный режим ионного азотирования: ионная очистка в среде аргона 20 мин и диффузионное насыщение в среде 25 об. % N_2 + 75 об. % Ag при температуре 480 °С, давлении 65 Па в течении 4 ч. Критерием оценки износа штампа служило качество получаемой детали, определяемое по величине заусениц после вырубки по утвержденной на заводе методике.

Результаты испытаний показали повышение износостойкости вырубных штампов в два раза [441]. Аналогичные результаты получены при упрочнении ионным азотированием по указанному режиму вырубных штампов и пакетов вырубки, изготовленных из сталей Х12, Х12М, У8 и У10 и испытанных на Хмель-

ником радиотехническом заводе. Испытания показали повышение износостойкости азотированных штампов в 1,5–2 раза [235, 442]. Меньшие значения относятся к штампам из сталей У8 и У9. Это объясняется тем, что данные стали имеют низкую температуру отпуска и в процессе диффузионного насыщения при температуре 480 °С снизилась твердость основы. В условиях больших динамических усилий это сказалось на долговечности штампов. Поэтому применение ионного азотирования для штампового инструмента из сталей У8, У9, У10 при работе в условиях больших динамических нагрузок не рекомендуется. Однако, при работе таких штампов в более легких условиях влияние разупрочнения основы на их долговечность значительно ниже. Подтверждением этого служат испытания штампов из стали У8, азотированных по аналогичному режиму в течение 3 ч и предназначенных для вырубке низа обуви. Испытания штампов на Хмельницкой обувной фабрике показали повышение их износостойкости в два–три раза [443].

Таким образом, проведенные испытания показали, что ионное азотирование по оптимальным технологическим режимам позволяет повысить износостойкость штампов в два–три раза.

7.4. Испытания технологической оснастки, пресс- и лит-форм

На ПО “Кристалл” (г. Смоленск) проводились испытания оснастки (цанг, оправок, шаржировочных роликов, ограничных дисков и др.), применяемой в бриллиантовом производстве, после ионного азотирования. Особенностью условий работы данной оснастки было наличие абразивной среды (алмазной пыли) и высоких температур (выше температуры отпуска) в результате трения, что вызывало не только интенсивный износ, но и потерю работоспособности цанг из-за высокотемпературного отпуска, вызывающего потерю упругих свойств лепестков. Данные условия работы требуют создания азотированных слоев с твердой нитридной зоной, имеющей на поверхности ϵ -фазу, обладающую повышенной термостойкостью. Партии цанг и оправок по 200 шт. подвергались ионному азотированию по режиму: ионная очистка в среде аргона 20 мин; диффузионное насыщение в среде 75 об. % N_2 + 25 об. % Ar при температуре 480 °С, давлении 120 Па в течение 4 ч. В резуль-

тате получен азотированный слой глубиной 85 мкм с нитридной зоной 7 мкм (микротвердость поверхности 11970 МПа).

Испытания показали, что долговечность цапг и оправок, изготовленных из стали Р6М5 и азотированных по оптимальному режиму, увеличилась в 2,35 раза [417]. На основании анализа результатов испытаний установлено, что повышение долговечности достигнуто за счет повышения износостойкости и красностойкости азотированного слоя.

Испытания азотированных по оптимальному режиму шаржировочных роликов показали повышение их долговечности в два раза по сравнению с неазотированными закаленными роликами из стали У8. При этом более дорогую инструментальную сталь удалось заменить менее дефицитными и более дешевыми конструкционными сталями 45 и 40Х.

Важное народнохозяйственное значение имеет упрочнение пресс-форм и лит-форм, стоимость которых иногда составляет десятки и сотни тысяч рублей. Условия их работы характеризуются воздействием больших удельных нагрузок по всей рабочей поверхности, наличием термических ударов при горячем литье и интенсивным износом при обработке абразивных смесей.

На Васильковском заводе электробытовых приборов проведены промышленные испытания азотированных лит-форм из стали 38ХМЮА, предназначенных для отливки корпуса утюга из алюминия (массовое производство). Основная причина выхода из строя лит-форм – образование разгарных трещин, вызывающих снижение качества изделий. Лит-формы, имеющие сложную форму поверхности (см. рис. 7.9), подвергались ионному азотированию в безводородной среде (75 об. % N_2 + 25 об. % Ar) при температуре 570 °С и давлении 225 Па в течение 5 ч. На поверхности получен азотированный слой глубиной 360 мкм с нитридной зоной толщиной 15 мкм и твердостью 11500 МПа. Испытания показали повышение долговечности лит-форм в 2,5–3 раза по сравнению с лит-формами, изготовленными по существующей технологии.

Испытания пресс-форм для отливки изделий из пластмасс на НО “Термопластавтомат”, изготовленных из стали 38ХМЮА и азотированных по вышеуказанному режиму, показали повышение износостойкости в 1,7 раза по сравнению с неазотированными. Износостойкость азотированных пресс-форм из стали 40Х для отливки изделий из резины, испытываемых на этом же объединении повысилась в 1,8–1,9 раза.

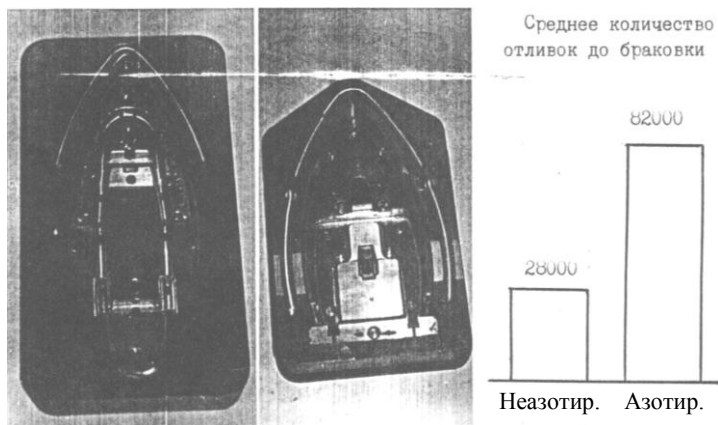


Рис. 7.9. Лит-формы для изготовления корпуса утюга из алюминия

Проведенные испытания позволяют сделать вывод, что технология ионного азотирования является эффективным средством повышения долговечности оснастки, лит- и пресс-форм.

7.5. Испытания дискретных и комбинированных покрытий, полученных с применением ионного азотирования

Многообразие условий эксплуатации элементов конструкций с целью повышения их прочности и долговечности требует создания покрытий с широкой гаммой свойств, расширение которых можно достичь за счет применения различной текстуры покрытий и создания комбинированных покрытий, соединяя в одно целое покрытия различных типов.

Одним из перспективных путей повышения долговечности элементов конструкций является создание покрытий дискретной (фрагментированной) структуры, позволяющих управлять напряженно-деформированным состоянием на рабочей поверхности детали за счет изменения линейных размеров и формы единичных участков покрытий [376, 449]. Испытания напыленных дискретных покрытий, полученных различными методами, показали многократное повышение их несущей способности и долговечности при силовом нагружении [50, 376], коррозионном воздействии [450] и термоциклировании [451].

На заводе “Зерноградгидроагрегат” проведены сравнительные испытания токарных резцов из стали Р6М5 не упрочненных, азотированных по оптимальному режиму (ионная очистка в среде аргона 30 мин и диффузионное насыщение в смеси 75 об. % N_2 + + 25 об. % Ar , при температуре $490^\circ C$, давлении 225 Па в течение 2 ч) со сплошным азотированным слоем и дискретным покрытием.

Дискретное диффузионное покрытие (рис. 7.10, *a*) получилось при ионном азотировании резцов, на поверхности которых размещалась защитная стальная сетка (размер ячейки 1 мм).

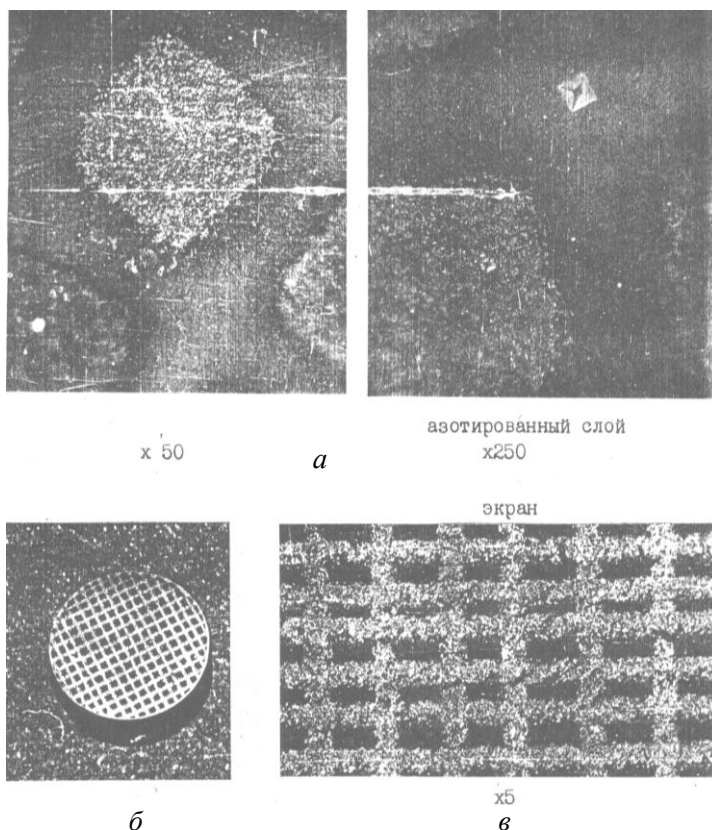


Рис. 7.10. Дискретные покрытия, полученные методом ионного азотирования: *a*) с металлической защитной сеткой; *б*) с защитной сеткой, нанесенной электроискровым методом; *в*) с сеткой из защитной пасты

Аналогичные покрытия получены ионным азотированием с применением защитной сетки, нанесенной электроискровым методом (рис. 7.10, б) или защитной сетки из специальной пасты [445], наносимой роталпринтным методом (рис. 7.10, в). Испытания показали, что износостойкость резцов со сплошным азотированным слоем в два раза выше, а с дискретным – в четыре раза выше по сравнению с неазотированными резцами.

Значительный практический интерес представляют комбинированные покрытия. Комбинированные покрытия, состоящие из азотированного и оксидного слоев, наносились на пальцевые фрезы в плазме тлеющего разряда по следующей технологии: ионная очистка в аргоне 25 мин; ионное азотирование в среде 75 об. % N_2 + 25 об. % Ar при температуре 490 °С под давлением 225 Па в течение 30 мин; ионное оксидирование в среде воздуха при тех же температуре и давлении в течении 20 мин. В результате данной технологической обработки получен азотированный слой толщиной 40 мкм, на поверхности которого располагался тонкий оксидный слой, толщиной до 20 нм. Фазовый состав оксидной пленки определялся методом электронной дифракции на отражение. Оксидная пленка в этом случае содержит $\gamma-Fe_2O_3$. Это подтверждается и в работе [452]. Промышленные испытания металлорежущего инструмента с данным покрытием проводились на ПО “Прогресс” при обработке нержавеющей стали и показали повышение износостойкости пальцевых фрез в 3–3,5 раза и сверл – в три–пять раз по сравнению с неупрочненными. Это объясняется тем, что наличие оксидного слоя способствует повышению пластичности и снижению хрупкости упрочненного слоя [30], повышению антифрикционности и быстрой самоорганизации вторичных структур [294, 295], снижению эквивалентных напряжений в нижележащем азотированном слое.

Комбинированные покрытия с применением электроискрового легирования сталей твердым сплавом и тугоплавкими металлами с последующим ионным азотированием позволяет восстанавливать изношенный размер на 10–15 мкм и получить поверхность с повышенной износостойкостью и коррозионной стойкостью.

Седло и клапан узла пластикации термопластавтомата из стали 45 подвергались электроискровому легированию титаном в среде аргона, шлифовались для улучшения шероховатости и подвергались последующему ионному азотированию в среде 25 об. % N_2 + 75 об. % Ar при температуре 650 °С и давлении 225 Па в течение 3 ч. На поверхности получены следующие фазы: Fe_4N , TiN и $\alpha-Fe$.

Микротвердость азотированного слоя составляла 11000 МПа. Промышленные испытания на ПО “Прессмаш” данных деталей в среде стеклонаполненных пластмасс показали повышение их стойкости в 2,5 раза по сравнению с закаленными и в 1,5 раза по сравнению с азотированными. Износостойкость ножей из стали Х12Ф для резки алюминиевой проволоки на ПО “Катион” после нанесения комбинированных покрытий электроискровым методом из сплава ВК8 с последующим ионным азотированием увеличилась в 1,5 раза по сравнению с их износостойкостью после ЭИЛ без ионного азотирования.

Применение комбинированных покрытий, сочетающих предварительное нанесение на сталь дискретного покрытия из нитрида титана методом РЭП и последующее ионное азотирование [444], позволяет повысить несущую способность и коррозионную стойкость деталей машин и инструмента в условиях больших деформаций. Промышленные испытания таких покрытий на предприятиях Минавиапрома показали повышение, стойкости инструмента в 1,75–5,6.

Проведенные испытания показывают перспективу применения ионного азотирования для создания дискретных и комбинированных покрытий, расширяющих диапазон изменения их физико-механических характеристик и фазового состава и позволяющих значительно повысить прочность и долговечность элементов конструкций.

7.6. Новые способы азотирования с применением органических азотсодержащих соединений

В последнее время исследованы процессы азотирования с использованием органических азотсодержащих соединений, таких как меламин и гуанидин, содержащих соответственно 66,6 и 71,2 вес. % азота [445, 453]. Преимуществом этих способов азотирования является то, что они позволяют интенсифицировать процесс диффузионного насыщения, повысить твердость и износостойкость упрочняемых поверхностей по сравнению с традиционным печным газовым азотированием.

Указанные органические азотсодержащие вещества наносятся на упрочняемые поверхности в виде пастообразных композиций и нагреваются до температур 500–600 °С. Сущность протекающих процессов состоит в том, что меламин и гуанидин при температурах азотирования разлагаются с образованием атомарного азота и углерода, которые диффундируют в металл и образуют на по-

верхности карбонитридные соединения. Возникающая при этом высокая активность и концентрация атомарного азота способствует интенсификации процесса азотирования и повышению твердости поверхности. Данный процесс азотирования можно проводить как в обычных нагревательных печах, так и в плазме тлеющего разряда.

Разработаны два способа азотирования с применением органических азотсодержащих веществ меламина и гуанидина:

1) получение дискретных покрытий в вакууме в плазме тлеющего разряда [445]. На упрочняемую поверхность наносится паста в виде сетчатого экрана, состоящая из 5–10 вес. % меламина или гуанидина, 10–15 вес % аморфного бора и 15–80 вес % этилового спирта. В данной пасте аморфный бор является экранирующим веществом, а меламин или гуанидин – веществом-катализатором процесса азотирования на участках, не защищенных сетчатым экраном из пасты. Максимальный размер E незащищенного участка металла, на котором образуется азотированный слой, выбирается из соотношения $E \leq 2q$, где q – радиус дальнего действия вещества-катализатора в условиях диффузионного насыщения;

2) получение сплошных покрытий на поверхностях, расположенных в герметичных замкнутых объемах (капсулах, контейнерах) с нагревом в печах [453]. На упрочняемую поверхность наносится паста, состоящая из вещества депассиватора, например, буры в количестве 5–10 вес %, меламина или гуанидина – 10–15 вес % и этилового спирта – остальное. Технология включает предварительную очистку и обезжиривание деталей, нанесение пасты на упрочняемую поверхность, сушку при температуре до 200 °С и диффузионное насыщение в замкнутом объеме при температуре 500–600 °С в зависимости от марки стали. Способ открывает возможности азотирования длинных внутренних поверхностей малого диаметра (до 5 мм). При этом паста может наноситься тампоном или подаваться в отверстие шприцом. После сушки концы отверстий герметически закрываются пробками.

Результаты лабораторных испытаний азотирования образцов из сталей Р6М5 и 40Х по первому способу показали хорошие экранирующие свойства пасты на защищенных участках. Твердость незащищенных участков в результате азотирования составляла 6370–11400 МПа для стали Р6М5 и 5700–9100 МПа для стали 40Х в зависимости от процентного содержания меламина и гуанидина, т.е. свойствами азотированного слоя можно управлять, изменяя состав пасты.

Таблица 7.4

Результаты лабораторных испытаний образцов по способу 2 азотирования с органическими носителями азота

| № п/п | Материал и размеры образца | Вид азотирования и характеристика среды | Температура, °С | Продолжительность азотирования, ч | Микротвердость, МПа | | Глубина диффуз. слоя, мкм |
|-------|--|---|-----------------|-----------------------------------|---------------------|--------------------|---------------------------|
| | | | | | До азотирования | После азотирования | |
| 1 | Сталь Р6М5 Ø 30 мм, высота – 20 мм | Печное, паста: меламин 15 вес. %, бура 10 вес. % спирт этиловый 75 вес. % | 560 | 5 | 3200 | 9750–11500 | 85–90 |
| 2* | Сталь Р6М5 Ø 30 мм, высота – 20 мм | Печное, паста: мочевина – 15 %, сода – 15 %, спирт этил. – 80 % | 560 | 5 | 3200 | 5720–10800 | 50–80 |
| 3** | Сталь Р6М5 Ø 30 мм | Печное, газовое в среде аммиака | 560 | 15 | 3200 | 9000–9500 | 80 |
| 4 | Сталь 40Х трубка с внутренним Ø 10 мм, наруж. Ø 12 мм, | Печное, паста: меламин – 15 %, бура – 10 %, спирт этил. – 75 % | 560 | 5 | 2100 | 6700–6900 | 200 |
| 5 | Сталь 40Х Ø 30 мм, высота 20 мм | Печное, паста: мочевина – 15 %, сода – 15 %, спирт этил. – 70 % | 560 | 5 | 2100 | 3070–4890 | 90–140 |

Примечание. * ** – существующие технологии азотирования

Результаты испытаний образцов, азотированных по второму способу (табл. 7.4), показали, что применение меламина и гуанидина позволяет интенсифицировать процесс азотирования в три раза по сравнению с печным газовым азотированием. Этот способ повышает твердость азотированного слоя на 2500–3500 МПа при азотировании малоуглеродистых сталей и 1200–1500 МПа при азотировании высокоуглеродистых и легированных сталей по сравнению с существующими способами упрочнения в расплаве солей с применением мочевины и цианистых соединений [240]. Кроме того недостатком данных способов упрочнения является образование ядовитых цианидом, отравляющих окружающую среду.

Предлагаемые способы азотирования с применением меламина и гуанидина нетоксичны и исключают загрязнение окружающей среды, что является исключительно важным обстоятельством на современном этапе развития общества. Незначительное содержание водорода в молекулах органических азотсодержащих соединениях не вызывает водородного охрупчивания упрочняемого металла из-за малой его концентрации, а наоборот, способствует депассивации упрочняемой поверхности в начальный период диффузионного насыщения. Производственные испытания токарных резцов из стали Р6М5 с дискретным диффузионным покрытием, полученным в плазме тлеющего разряда с применением органических азотсодержащих веществ по первому способу, показали повышение их износостойкости в 3,5 раза по сравнению с неазотированными. Износостойкость деталей из стали 40Х, азотированных с применением меламина по второму способу, при испытаниях в перхлоре увеличилась в 2,5 раза по сравнению с неазотированными.

Таким образом, применение органических азотсодержащих веществ меламина и гуанидина для процесса азотирования открывает возможности для его интенсификации, расширяет рамки применимости для деталей различных конструкций, позволяет создать новые экологически чистые процессы нанесения диффузионных покрытий, позволяющих повысить долговечность элементов конструкций.

7.7. Экономика и внедрение технологического процесса и оборудования в промышленность

В таблице 7.5 приведены основные технико-экономические показатели газового азотирования, из которой видно, что ионное

азотирование в безводородных средах является наиболее прогрессивным технологическим процессом. Данная технология позволяет на 30–40 % уменьшить расход электроэнергии, в 6–8 раз сократить расход газов, исключить водородное охрупчивание поверхности и разупрочнение основы, улучшить охрану труда и противопожарную безопасность, исключить загрязнение окружающей среды аммиаком по сравнению с ионным азотированием в водородсодержащих средах. Преимущества данной технологии по сравнению с традиционным печным азотированием еще впечатлительнее.

Таблица 7.5

Основные технико-экономические показатели процессов газового азотирования

| Показатель | Азотирование | | |
|---|-----------------|---|-------------------------------|
| | печное | ионное, в водородсодержащей среде | ионное, в безводородной среде |
| 1. Продолжительность азотирования в часах для получения слоя глубиной 0,2–0,3 мм на среднеуглеродистых конструкционных сталях | 40–70 | 4–12 | 4–8 |
| 2. Расход электроэнергии на упрочнение 1 кг садки деталей в кВт·ч | 20–50 | 5–8 | 3,5–5 |
| 3. Расход газов, л/ч | 250–300 | 60–80 | 8–15 |
| 4. Рабочие газы | NH ₃ | NH ₃ , N ₂ + H ₂ | N ₂ + Ar |
| 5. Экологическая чистота | Токсичен | Токсичен при примен. NH ₃ | Экологич. чистый |
| 6. Взрывоопасность и пожарная безопасность | Взрывоопасно | Взрывоопасно | Не взрывоопасно |
| 7. Возможность создания технологии с замкнутым технологическим циклом | Нет | Нет, при применении NH ₃ | Да |
| 8. Водородное охрупчивание поверхностного слоя и разупрочнение основы | Да | Да | Нет |
| 9. Отклонение формы поверхности | Значительное | Незначительное | Незначительное |
| 10. Необходимость финитной обработки | Да | Нет | Нет |

Экономические показатели технологии ионного азотирования более чем на порядок превосходят показатели технологии

печного азотирования. Поэтому во всех передовых предприятиях Европы, США, Японии, Китая и других стран печное азотирование заменено на ионное.

В настоящее время технологии ионного азотирования в безводородных средах внедрена на целом ряде предприятий машиностроения, автомобилестроения, авиационной промышленности, сельскохозяйственного машиностроения, деревообрабатывающей промышленности и других отраслей народного хозяйства.

В Хмельницком национальном университете создан Подольский научный физико-технологический центр, в котором разрабатываются оптимальные технологии ионного азотирования в безводородных насыщающих средах различных конструкционных элементов с учетом реальных условий их эксплуатации. Там же выполняются услуги для предприятий Украины по упрочнению поверхности деталей машин, инструмента и оснастки по оптимальным технологиям ионного азотирования.

Внедрение в производство технологии ионного азотирования в безводородных средах дает значительный экономический эффект для предприятий и для страны в целом.

Основными статьями, по которым определялся экономический эффект, являются: повышение долговечности и качества деталей машин, металлорежущего инструмента и оснастки; экономия электроэнергии и газов; повышение производительности труда. Экологическая чистота технологии приобретает в настоящее время исключительную ценность, значение которой трудно переоценить.

Опыт работы и литературные данные [241] показывают, что экономический эффект от внедрения одной установки ионного азотирования составляет 30–50 тыс. евро в год. Поэтому внедрение данной технологии в масштабах Украины имеет большое народнохозяйственное значение. Однако оно сдерживается недостаточным количеством имеющегося в Украине оборудования.

ВИСНОВКИ

ОБЩИЕ ВЫВОДЫ

1. Разработаны научные основы повышения прочности и долговечности деталей машин, инструмента и оснастки за счет оптимизации физико-механических характеристик и технологии получения диффузионных покрытий. Впервые теоретически обоснована и экспериментально доказана концепция повышения прочности и долговечности конструктивных элементов с покрытиями, заключающаяся в максимальном повышении эффекта от покрытия и минимального разупрочнения основы.

2 На основании исследований напряженно-деформированного состояния конструктивных элементов с диффузионным покрытием определены пути повышения их несущей способности, разработаны критерии оптимизации соотношений физико-механических характеристик покрытия и основы при действии различных нагрузок. Установлено, что повышение несущей способности конструктивных элементов достигается: при контактном нагружении – уменьшением остаточных напряжений и градиента свойств по глубине покрытия; при изгибе и растяжении – созданием диффузионных покрытий с оптимальными значениями остаточных напряжений в покрытии и основе. При этом для случая изгиба максимальное повышение несущей способности будет при нанесении покрытий с минимальным модулем упругости и максимальной толщиной, а для случая растяжения – при максимальном значении отношения толщины покрытия к толщине конструктивного элемента.

3. Теоретически обоснована и экспериментально доказана возможность снижения градиента свойств по глубине покрытия вследствие перераспределения концентрации азота внутри азотированного слоя после нагревания до температуры, превышающей температуру азотирования с последующей выдержкой при этой температуре. На основе данных исследований разработаны оптимальные режимы технологии нитрозакалки, позволяющие в 1,5–2 раза

повысить несущую способность и долговечность элементов конструкций при контактном нагружении.

4. Впервые разработана хорошо управляемая технология ионного азотирования в безводородных средах, исключаящая разупрочнение основы водородом. Исследованы взаимосвязи технологических параметров с фазовым и химическим составами, остаточными напряжениями и, как следствие, с физико-механическими, электрохимическими и трибологическими свойствами азотированных слоев. Получены аналитические зависимости, выражающие взаимосвязь этих характеристик, на основании которых разработаны оптимальные режимы упрочнения для конкретных деталей машин и инструмента. Исследованиями установлено, что при ионном азотировании в безводородных средах по оптимальным режимам повышаются: предел прочности – на 4–11 %; предел выносливости при многоцикловом нагружении чистым изгибом – в 1,9–3,6 раза; фреттинг-усталость – в 5–10 раз; коррозионная стойкость – в 1,4–1,6 раз; кавитационная стойкость – в 3–5 раз; износостойкость – в 1,5–2,5 раза. Однако, снижаются пластические характеристики в 1,1–1,3 раза и малоцикловая усталость при значениях относительной деформации $\varepsilon > 0,3$ %.

Обнаружено вредное влияние водорода на эксплуатационные характеристики сталей при ионном азотировании в водородсодержащих средах. Степень этого влияния увеличивается с уменьшением степени легирования и процентного содержания углерода в стали. Для малолегированных малоуглеродистых сталей уменьшаются: предел прочности – на 30–40%, характеристики пластичности – до двух раз, предел выносливости при многоцикловой усталости – на 25 %, контактная выносливость – в 1,5–2 раза по сравнению с их значениями при ионном азотировании в безводородных средах по аналогичным режимам.

Установлен эффект инверсии влияния концентрации азота в поверхностном слое на интенсивность износа при трении. Найдены оптимальные концентрации азота в азотированном слое, обеспечивающие максимальную износостойкость пар трения в различных средах.

5. Разработаны новые экологически чистые способы азотирования с использованием в качестве насылающей среды, органических азотсодержащих соединений, наносимых непосредственно на поверхность обрабатываемых деталей в виде композиционных паст.

6. Широкая апробация разработанной технологии ионного азотирования в безводородных средах по оптимальным режимам в промышленных условиях на различных деталях машин, режущем инструменте, штампах, пресс-формах и специальной технологической оснастке, показала ее эффективность. Применение этой технологии позволяет повысить долговечность деталей машин в 1,5–2,2 раза, а режущего инструмента и оснастки в 1,8–5 раз в зависимости от материала и условий эксплуатации. Данная технология открывает перспективу для создания дискретных и комбинированных покрытий, расширяющих диапазон физико-механических свойств и повышающих в 3–5 раз несущую способность и долговечность элементов конструкций.

7. Разработано и внедрено в производство высокоэффективное оборудование для осуществления процесса ионного азотирования в безводородных средах, исключаящее загрязнение окружающей среды, снижающее расход электроэнергии на 30–40 %, расход газов в 8–10 раз по сравнению с существующими аналогами. Намечены пути развития и дальнейшего совершенствования данного оборудования.

ЛИТЕРАТУРА

1. Ишлинский А. Ю. Развитие науки и трения и износе в СССР / А. Ю. Ишлинский, В. А. Белый // Трение и износ. – 1980. – № 1, т. 1. – С. 7–111.
2. Поверхностная прочность металлов при трении / Под общ. ред. Б. И. Кастецкого. – К. : Техника, 1976. – 292 с.
3. Семенов А. П. Создание износостойких и антифрикционных покрытий и слоев на поверхностях трения деталей машин новыми методами / А. П. Семенов // Трение и износ. – 1982. – № 3, т. 3. – С. 401–411.
4. Власов В. М. Работоспособность упрочненных трущихся поверхностей / В. М. Власов. – М. : Машиностроение, 1987. – 306 с.
5. Прочность материалов элементов конструкций в экстремальных условиях : в 2 т. / Под ред. Г. С. Писаренко. – К. : Наук. думка, 1980. – Т. 2. – 771 с.
6. Механика разрушения и прочность металлов : справ. пособие : в 4 т. / Под общ. ред. В. В. Панасюка. – К. : Наук. думка, 1988. – Т. I: Основы механики разрушения / В. В. Панасюк, А. А. Андрейков, В. З. Партон. – 488 с.
7. Верещака А. С. Режущие инструменты с износостойкими покрытиями / А. С. Верещака, И. П. Третьяков. – М. : Машиностроение, 1986. – 162 с.
8. Шатинский В. Ф. Защитные диффузионные покрытия / В. Ф. Шатинский, А. И. Нестеренко. – К. : Наук. думка, 1988. – 272 с.
9. Химико-термическая обработка металлов и сплавов : справочник / Под ред. Л. С. Ляховича. – М. : Металлургия, 1981. – 420 с.
10. Трощенко В. Т. Сопротивление усталости металлов и сплавов : справочник / В. Т. Трощенко, Л. А. Сосновский. – К. : Наук. думка, 1987. – 509 с.
11. Писаренко Г. С. Уравнения и краевые задачи теории пластичности и ползучести / Г. С. Писаренко, Н. С. Можаровский. – К. : Наук. думка, 1981. – 496 с.

12. ГОСТ 8.362–79. Государственная система обеспечения единства измерений. Измерение толщины покрытия. Термины и определения. – Введ. 01.01.80.
13. ГОСТ 9.302–88. Единая система защиты от коррозии и старения. Покрытия металлические и неметаллические неорганические. Методы контроля. – Введ. 01.01.75.
14. ГОСТ 9391–80. Сплавы твердые спеченные. Определение пористости и микроструктуры. – Введ. 01.01.81.
15. ГОСТ 9450–76. Измерение микротвердости вдавливанием алмазных наконечников. – Введ. 01.01.77.
16. ГОСТ 25.502–79. Расчеты и испытания на прочность в машиностроении. Методы механических испытаний металлов. Методы испытаний на усталость. – Введ. 01.01.81.
17. ГОСТ 28841–90. Машины для испытания материалов на усталость. Общие технические требования. – Введ. 01.07.82.
18. ДСТУ ISO 2738:2009. Изделия порошковые. Методы определения плотности, содержания масла и пористости. – Введ. 01.01.75.
19. ГОСТ 23.204–78. Обеспечение износостойкости изделий. Метод оценки истирающей способности поверхностей при трении. – Введ. 01.01.80.
20. ГОСТ 23.212–82. Обеспечение износостойкости изделий. Метод испытания материалов на изнашивание при фреттинге и фреттинг-коррозии. – Введ. 01.01.82.
21. ГОСТ 25.502–79. Расчеты и испытания на прочность в машиностроении. Методы механических испытаний металлов. Методы испытаний на усталость. – Введ. 01.01.80.
22. ГОСТ 6130–71. Металлы. Методы определения жаростойкости. – Введ. 01.01.72.
23. Тушинский Л. И. Исследование структуры и физико-механических свойств покрытий / Л. И. Тушинский, А. В. Плохов. – Новосибирск : Наука, 1986. – 126 с.
24. Резонансный метод определения упругих свойств неоднородных материалов. Механика неоднородных структур / И. Л. Куприянов, А. В. Мазовко, М. А. Геллер и др. – Львов : ЛГУ, 1987. – Т. 2. – С. 166–167.
25. Гузанов Б. Н. Влияние защитных покрытий на механические свойства жаропрочных сплавов / Б. Н. Гузанов, В. Г. Сорокин, С. В. Косицын // Проблемы прочности. – 1984. – № 1. – С. 100–103.
26. Коломиец П. Т. Газовая коррозия и прочность никелевых сплавов / П. Т. Коломиец. – М. : Металлургия, 1984. – 215 с.
27. Хасуй А. Техника напыления / А. Хасуй. – М. : Машиностроение, 1975. – 288 с.

28. Францевич И. М. Упругие постоянные и модули упругости металлов и неметаллов : справочник / И. М. Францевич, Ф. Ф. Воронов, С. А. Бакума. – К. : Наук. думка, 1982. – 287 с.
29. Жаростойкие покрытия // Тр. семинара по жаростойким покрытиям. – Л.–М. : Наука, 1965. – С. 226–232.
30. Власов В. М. Работоспособность упрочненных трущихся поверхностей / В. М. Власов. – М. : Машиностроение, 1987. – 304 с.
31. Бартенев С. С. Измерение пористости детонационных покрытий / С. С. Бартенев, А. В. Кийко // Порошковая металлургия. – 1980. – № 4. – С. 47–50.
32. Ощепков Ю. П. Влияние механического и теплового активирования на структурообразование и свойства твердосплавных покрытий / Ю. П. Ощепков, В. В. Кузнецов, Н. Н. Никольский // Защитные покрытия. – Л. : Наука, 1979. – С. 229–232.
33. Исследование параметров пористой структуры и фазового состава плазменных покрытий на основе высокотемпературных окислов / Т. В. Соколова, И. Р. Козлова, Х. Дерко и др. // Высокотемпературная защита металлов. – Л. : Наука, 1981. – С. 172–177.
34. Рогожин В. М. Определение пористости напыленных покрытий методом гигроскопического взвешивания / В. М. Рогожин, Л. В. Акимов, Ю. В. Смирнов // Порошковая металлургия, 1980. – № 9. – С. 42–46.
35. Далисов Б. Б. Механические свойства алитированных различными методами углеродистых сталей / Б. Б. Далисов, Д. Д. Бродяк // Физ.-хим. мех. металлов, 1983. – № 5. – С. 107–109.
36. Орлов А. В. Испытания конструкционных материалов на контактную усталость / А. В. Орлов, О. И. Черменский, В. М. Нестеров. – М. : Машиностроение, 1980. – 227 с.
37. Тушинский Л. И. Оценка стойкости стали при повторно-контактном нагружении / Л. И. Тушинский, В. М. Муратов, В. Н. Ланцевич и др. // Заводская лаборатория. – 1973. – № 5. – С. 609–611.
38. Испытательная техника : справочник : в 2 кн. / Под ред. В. В. Клюева. – М. : Машиностроение, 1982. – Кн. 2. – 559 с.
39. Исследование прочности сцепления детонационно-напыленных покрытий / Б. А. Ляшенко, В. В. Ришин, Е. А. Астахов и др. // Пробл. прочности, 1972. – № 3. – С. 35–38.
40. Прочность сцепления плазменно-напыленных покрытий / Б. А. Ляшенко, С. Ю. Шаривкер, В. В. Ришин и др. – Л. : Наука, 1969. – С. 289–294.
41. А.с. 577439 СССР, МКИ³ G 01. Приспособление для определения адгезии покрытия с основным материалом / В. А. Федоров, Е. А. Астахов, В. С. Клименко. – № 19/04 ; опубл. в б.и., Бюл. № 39.

42. А.с. 873049 СССР, МКИ³ G 01. Способ определения адгезионной прочности покрытий к основе / В. М. Котов, И. Б. Шнейдман. – № 19/04 ; опубл. в б.и., Бюл. № 38.
43. Кудинов В. В. Плазменные покрытия / В. В. Кудинов. – М. : Наука, 1977. – 184 с.
44. Самсонов Г. В. Состояние и перспективы использования защитных покрытий в народном хозяйстве / Г. В. Самсонов, А. Л. Борисова // Защитные покрытия на металлах. – К., 1977. – Вып. II. – С. 3–13.
45. Аппен А. А. Температуроустойчивые неорганические покрытия / А. А. Аппен. – Л. : Химия, 1976. – 296 с.
46. Бялобжеский А. Б. Высокотемпературная защита сверхуглепластиков металлов / А. Б. Бялобжеский, М. С. Цырлин, Б. И. Красилов. – М. : Атомиздат, 1977. – 224 с.
47. Высокотемпературные неорганические покрытия / Под ред. Дж. Гуменика. – М. : Metallurgiya, 1968. – 339 с.
48. Солнцев С. С. Защитные покрытия металлов при нагреве / С. С. Солнцев, А. Т. Туманов. – М. : Машиностроение, 1976. – 240 с.
49. Борисенко А. И. Повышение антикоррозионных свойств защитных покрытий / А. И. Борисенко, К. А. Вященко. – Л. : Наука, 1983. – 40 с.
50. Кузнецов П. Б. Критерии адгезионно-когезионной равнопрочности жаростойких материалов и покрытий : дис. ... канд. техн. наук / Кузнецов П. Б. – К., 1988. – 180 с.
51. Болотин В. В. Преломление усталостных трещин на границе двух сред / В. В. Болотин // Механика неоднородных структур / В. В. Болотин, В.М. Ковех. – Л. : ЛГУ, 1987. – Т. 1 – С. 37–39.
52. Дубинин Г.Н. Применение алитирования и диффузионного хромирования сталей X18H10T и X12H22T3MP с целью защиты поверхности от схватывания / Г. Н. Дубинин, Б. А. Ушаков // Защитные покрытия на металлах. – К. : Наук. думка, 1975. – Вып. 9 – С. 177–182.
53. Мухин В. С. Свойства поверхности, релаксационные процессы и прочность металлов / В. С. Мухин // Оптимизация технологических процессов по критериям прочности. – Уфа : УФТИ, 1985. – С. 3–11.
54. Грилицкий В. Д. Постановка и решение контактных задач с учетом тепловыделения и изнашивания / В. Д. Грилицкий, В. П. Баран // Механика неоднородных структур. – Л. : ЛГУ, 1987. – Т. 2. – С. 67.
55. Das mechaniseje verhalten der Magnetitschutzschicht und dessen Berücksichtigung in der Festigkeitsberechnung // ITavab. – Mot-lagh, Molammned. – Mehdi N Teehn. – Wiss Ber. Staatl Material prufungsan. Unis, Stuttgart. – 1984. – N 1 – Bd. 1. – S. 102.

56. Hoffnau R. W. Stress Distributions and Thin Film Mechanical properties. Surface and Interface Analysis. – 1981. – V. 3. – N 1. – P. 62–66.
57. Kramer Б.М. Requirements for Wearresistant coatings .Thin Solid Films. – 108.(1983) – P.117–125.
58. Massin M. Depots superficiels et traitement thermiques combines pour obtenir la surface des phases et proprietes elevees particulieres. Proprietes tribologiques des ces phases (Proceeding of the International Congress Heat Treat Mater 2. – Florence. Italia. – 1982. – P. 437–447.
59. Верещака А. С. Режущие инструменты с износостойкими покрытиями / А. С. Верещака, И. П. Третьяков. – М. : Машиностроение, 1986. – 192 с.
60. Горбатенко В. Е. Влияние напряженного состояния на ударопрочность эмалевых покрытий / В. Е. Горбатенко, Ю. И. Киричевский // Температуроустойчивые покрытия. – Л. : Наука, 1985. – С. 49–52.
61. Чернега С. М. Остаточные напряжения в карбидных покрытиях / С. М. Чернега, В. Ф. Лоскутов, Ю. Е. Яковчук // Защитные покрытия на металлах, 1987. – Вып. 21. – С. 59–60.
62. Определение термических напряжений в бездиффузионных жаростойких покрытиях системы (Co) SA / Л. И. Самойлов, И. А. Игнатов, А. М. Воробьев, В. С. Козлова // Заводская лаборатория. – 1984. – № 21. – С. 18–22.
63. Барвинок В. А. Расчет остаточных напряжений в плазменных покрытиях с учетом процесса наращивания / В. А. Барвинок, В. И. Богданович // Физ.-хим. мех. материалов. – 1981. – № 4. – С. 95–100.
64. Определение остаточных напряжений в покрытиях плазменного напыления / В. А. Барвинок, В. И. Богданович, Ф. И. Катаев и др. // Сварочное производство. – 1981. – № 5. – С. 11–15.
65. Барвинок В. А. Теоретические и экспериментальные исследования формирования напряженного состояния плазменных покрытий / В. А. Барвинок, В. И. Богданович, А. Г. Цидулко // Температуроустойчивые покрытия. – Л. : Наука, 1985. – С. 141–145.
66. Дехтярь Л. И. Остаточные напряжения и физико-механические свойства высокотемпературных покрытий / Л. И. Дехтярь, В. С. Лосутов // Конструкционная прочность двигателей. – Куйбышев : КПИ, 1978. – С. 47–49.
67. Дехтярь Л. И. Экспериментальное определение остаточных напряжений в телах неоднородной структуры рентгеновской тензометрией / Л. И. Дехтярь // Механика неоднородных структур. – Львов : ЛГУ, 1987. – Т. 2. – С. 102.
68. Похмурский В. И. Характер распределения остаточных напряжений первого рода в поверхностных слоях сталей и сплавов с

защитными покрытиями / В. И. Похмурский, Г. В. Карпенко // Физико-химическая механика металлов, 1968. – Т. 4. – № 4. – С. 381–383.

69. Ляшенко Б. А. Методы повышения прочности композиций “сталь–коррозионное эмалевое покрытие” / Б. А. Ляшенко, В. М. Мизонов, М. М. Кижнер // АН УССР. Ин-т пробл. прочности. – Препр. – К., 1983. – 40 с.

70. Похмурский В. И. Коррозионная усталость металлов / В. И. Похмурский. – М. : Металлургия, 1985. – 205 с.

71. Эндо Т. Влияние толщины и остаточных сжимающих напряжений в боридном слое на характеристики усталостной прочности при изгибе борированных сталей / Т. Эндо, М. Каваками // Дзайрё. – 1983. – P. 13–19.

72. Roscoe R. Nature / R. Roscoe. – 1934. – P. 133–912.

73. Roscoe R. Philos / R. Roscoe // Mag. – 1936, 21 Ser., – 7. 399.

74. Harper S. Proc. Phys. Soc. / S. Harper, A.H. Cottrell. – 331, 363.

75. Takamura J. Mem., Bhg. / J. Takamura. – Kyoto Univ., 1956, 18(3), 255.

76. Paxton H. W. Actametallurgica / H. W. Paxton, A. H. Cottrell. – 1954, 2, 3.

77. Piskus M. P. Trans. Amer / M. P. Piskus, E. R. Parker // Inst., Min. Metall. Engrs., 191, 792, 1950.

78. Fleischer R. L. Trans.Met.Soc.Amer / R. L. Fleischer, B. Chalmers // Inst. Min (Metall) Engrs, 1958. – 212 (2). – P. 265.

79. Камер И. Влияние среды на механические свойства металлов / И. Камер, Л. Демер. – М. : Металлургия, 1964. – 87 с.

80. Шорторов М. Х. Влияние среды и состояния поверхности на процесс пластической деформации кристаллов / М. Х. Шорторов, В. П. Алёхин // Обзор. – 1976. – № 1. – С. 61–76.

81. Gilman I.I. Amer. Soc. Test. Mater., Spec. Techn. Puble. H 171, 3, 1955.

82. Вествуд А. Влияние среды на процессы разрушения / А. Вествуд // Разрушение твердых тел. – М. : Металлургия, 1967. – С. 344–399.

83. Дислокационный механизм влияния твердых поверхностных пленок на деформацию и разрушение металлов / В. Е. Иванов, А. И. Сомов, М. А. Тихоновский // Защитные высокотемпературные покрытия. – Л. : Наука, 1972. – С. 291–304.

84. Максимович Г. Г. Физико-химические процессы при плазменном напылении и разрушении металлов с покрытиями / Г. Г. Максимович, В. Ф. Шатинский, В. И. Копылов. – К. : Наук. думка, 1983. – 248 с.

85. Barrett C. S. Acta Met. Inst. Min(Metall), Engrs, 1955. – 2. – 583.

86. Edelson B. I., Robertson W. D. Acta Met. Inst. Min. (Metall) Engrs, 1953. – P. 583.

87. Махлин Е. С. Механизмы упрочнения твердых тел / Е. С. Махлин. – М. : Metallurgia, 1965. – 120 с.
88. Ильинский К. Л. Влияние антикоррозионной наплавки на вязкость разрушения стали 15Х2НМФА / К. Л. Ильинский, Г. С. Васильченко // Проблемы прочности, 1983. – № 12. – С. 18–21.
89. К вопросу о механизме разрушения связей между хрупкими неметаллическими покрытиями и металлической основой / Б. А. Ляшенко, В. П. Мизонов и др. // Неорганические и органосиликатные покрытия. – Л. : Наука, 1975. – С. 19–24.
90. Влияние конденсированных покрытий MeC A на механические свойства жаропрочных никелевых сплавов / И. С. Малашенко, А. Д. Погребняк, П. А. Пан, Н. П. Вашило // Пробл. спец. электрометаллургии, 1982. – № 17. – С. 49–53.
91. Eyian D. Improved creep, resistance of titanium alloy tubular sections by platinum-platinum / D. Eyian, S. Fujishiro, R. W. Cehring // Titanium: Sci and Technol. Proc. 5-th Int. Conf. (Munich, 1984). – Oberursel. – 1984. – Vol. 4. – P. 2379–2385.
92. Meuleman D. J. The effect of zinc coatings on the formability of automotive sheet steels / D. J. Meuleman, S. G. Dernier, F. L. Cheng // SAE Techn. Pap. Ser. – 1984. – N 840344. – 8 pp.
93. Нахарян К. Х. Исследование износостойкости и усталостной прочности деталей с детонационными покрытиями / К. Х. Нахарян, М. А. Саркисян, Ю. А. Гургенян // Промышленность Армении, 1984. – № 9. – С. 31–33.
94. Msn L. Evaluation of the mechanical properties and environmental resistance of rene-125 and X-40 superalloys coated with controlled composition reaction-sintered Co-Ni-Cr-Al-YTi Thin Solid Films / L. Msn, A. R. Stelson. – 1980. – V. 73. – P. 2. – P. 419–428.
95. Butlock E., Schuster K. The influence of applied coatings on the creep fracture of IN7384 C. (High Temp. Alloys Gas Turbines Prac. Conf (Liege, 1982) Dordrecht, 1982. – P. 779–789.
96. Антонова Е. А. Особенности разрушения силаловых и металлокерамических покрытий / Е. А. Антонова, Л. И. Бурькова, Б. З. Певзгор // Температуроустойчивые покрытия. – Л. : Наука, 1985. – С. 48–51.
97. Goda Koichi, Fukunaga Hidcharu, Miyoshi Takao. The tensile strength of SiC-coated carbon fibres and an application of the fibers to PRM // Trans. Jap. Soc. Mech. Eng. – 1986, A 52. – N 474. – P. 476–480.
98. Talla G. E. Surface oxide softening of body-centered cubic Refractory metals / G. E. Talla, L. Fernander // Strength Met. and Alloys Proc. 5th Int. Conf. (Aachen, 1979) – Toronto e.a. 1980. – Vol. 1. – P. 127–131.
99. Разработка методов прогнозирования прочности материалов, работающих в условиях неоднородного теплового и напряжен-

ного состояния с учетом физико-химических процессов на поверхности. – К. : ИПП АН УССР, 1986. – Т. 2.

100. Копылов В. И. Ползучесть и долговечность армко-Fe с молибденовым плазменным покрытием / В. И. Копылов, В. Ф. Шатинский // Проблемы прочности. – 1977. – № 11. – С. 75–78.

101. Kehrер Н. Р. Mechanische Eigenschaften von Werkstoffen mit Verschleisschutzschichten / Н. Р. Kehrер, G. Ziese, P. Hoffmau // Harterei-Techn. Mitt. – 1982. – 37. – N 4. – P. 174–179.

102. Jata K. V. The effect of Pe and Ce ion implantation on the hightemperature deformation behavior of 2122 aluminum alloy / K. V. Jata, G. K. Hubler // J. Vac. Sci and Technol. – 1985. – N 6. – P. 2677–2679.

103. Далисов В. Б. Высокотемпературная выносливость алитированной стали / В. Б. Далисов, Д. Д. Бродяк // Защитные покрытия на металлах. – 1987. – Вып. 21. – С. 79–82.

104. Аммосов А. П. Повышение трещиностойкости сварных соединений созданием мех. неоднородности / А. П. Аммосов, В. П. Ларионов, В. В. Попов // Механика неоднородных структур. – Львов, ГГУ. – 1987. – С. 9.

105. Doi Yoshiniko, Poi Akira. The coated materials у CVO and PVD (Proc. 7. Int. Conf. Vac. Met. (Tokyo, Nov. 26–30, 1980). – Tokyo, 1982. – Vol. 1. – P. 195–208.

106. Шатинский В. Ф. Об аналогии между поверхностной энергией разрушения и энергией активации образования соединений в твердом состоянии / В. Ф. Шатинский, В. И. Копылов // Физ.-хим. мех. материалов. – 1976. – № I. – С. 34–38.

107. Термоусталостная прочность и жаростойкость защитных покрытий / Л. Б. Гецов, А. И. Рыбников, Н. И. Дыбина, А. А. Мороз // Проблемы прочности. – 1983. – № 2. – С. 69–72.

108. Влияние твердых металлических покрытий на проявление адсорбционного понижения прочности / Ю. В. Горюнов, Б. Д. Сумм, Г. И. Денычиков, Л. С. Солдатченкова // Физ.-хим. мех. материалов. – 1983. – № 6. – С. 3–7.

109. Влияние боридного подслоя в силицидных покрытиях на механические свойства молибдена при высоких температурах / Н. И. Поляков, О. В. Цигулев, Б. А. Ляшенко, В. И. Змей // Проблемы прочности. 1977. – № 9. – С. 91–93.

110. Неперетачиваемые твердо-сплавные пластины с твердыми покрытиями / Днием Ясудиро, Нисияма Акио, Мицубуиен Киндзоку К. К. / Япон. заявка, К. 10А604. – № 52. – 93613. – 03.02.76, опубл. 06.08.77.

111. Коррозионная стойкость и механические свойства сплава Д16 после диффузионного цинкования / Г. Н. Дубинин, Л. П. Кутпниренко, Л. Н. Лещинер и др. // Защита металлов. – 1983. – № 5. – С. 759–761.

112. Kato Akira. Application of the Tuffride process to prevention of fracture of cracked steels // Bull J.SME – 1985, 28, N 241. – P. 1348–1353.
113. Willis D. I. Coated sheet viewed as a composite material / D. I. Willis // Strength Metals and Alloys. (ICSMAG) Proc. 6th Int. Conf. (Melburne, 16–20 Ang. 1982). – Oxford e.u., 1382–7ol.1– P. 247–252.
114. Голего Н. Л. Фреттинг-коррозия металлов / Н. Л. Голего, А. Я. Алябев, Б. Б. Шевеля. – К. : Техника, 1974. – 269 с.
115. Ковалевский В. В. Исследование износостойкости в условиях фреттинга имплантированных ионных пленок / В. В. Ковалевский, В. В. Мельников, В. В. Большунов // Трение и износ. – 1983. – № 2. – С. 344–347.
116. Сидоров В. Б. Влияние газотермических покрытий на микротекучесть металлов : автореф. дис. на соиск. науч. степени канд. техн. наук. – К., 1987. – 21 с.
117. Ильинский И. И. Влияние упрочняющих покрытий на микротекучесть сталей и бронз / И. И. Ильинский // Физ.-хим. мех. материалов. – 1985. – № 4. – С. 83–86.
118. Высокотемпературная ползучесть монокристаллического молибдена после ионно-термической обработки / А. А. Бабад-Захряпин, П. В. Зуборов, И. Б. Савватимова, Н. Г. Тачкова // Металлофизика. – 1985. – № 6. – С. 107–109.
119. Похмурский В. И. Влияние диффузионных покрытий на эксплуатационные свойства материалов и сплавов / В. И. Похмурский // Физ.-хим. мех. материалов. – 1976. – С. 10–16.
120. Похмурский В. И. Влияние диффузионных покрытий на прочностные свойства сталей / В. И. Похмурский // Защитные покрытия на металлах. – 1970. – Вып. 3. – С. 191–202.
121. Киселев Г. А. Влияние покрытий на долговечность деталей при упругодинамических нагрузках / Г. А. Киселев. – 1958.
122. Лебедев А. С. Долговечность деталей с металлическими покрытиями / А. С. Лебедев // Качество поверхности и долговечности деталей машин. – Л. : НКС–ЛИЭИ, 1956. – С. 69–85.
123. Михайлов А. А. Влияние хромирования на прочность стальных деталей / А. А. Михайлов // Твердые износостойкие электролитические покрытия в машиностроении и при ремонтных работах. – М. : МДНГП им. Ф.Э. Дзержинского. – 1966. – С. 3–16.
124. Кишкина С. И. Поверхностное упрочнение самолетных конструкций / С. И. Кишкина // Поверхностный наклеп высокопрочных металлов. – М. : ОНГИ ВИАМ, 1971. – С. 16–36.
125. Кулагин Н. С. Особенности ускоренных испытаний на фреттингостойкость и выносливость материалов с плазменными покрытиями

тиями / Н. С. Кулагин, И. Г. Демидович // Теория и практика газотермического нанесения покрытий. – Рига : Зинетне, 1980. – С. 51–54.

126. Кулагин Н. С. Применение газотермических покрытий при ремонте деталей авиационной техники, подвергавшимся статическим и циклическим нагрузкам / Н. С. Кулагин, А. И. Духота // Повышение эффективности систем и методов ремонта ВС. – М. : Воздушный транспорт, 1982. – С. 115–117.

127. Taylor D. E. Sprayed molybdenum coating as a protection against fretting fatigue / D. E. Taylor, R. B. Waterhowol. – Wear. – 1972. – N 3. – P. 401–407.

128. Влияние жаростойких покрытий на жаропрочность никелевых сплавов в агрессивных газовых потоках / Ю. Г. Векслер, В. П. Лесников, А. Л. Рожко и др. // Температуроустойчивые покрытия. – Л. : Наука, 1985. – С. 15–20.

129. Ahlroth R. Effect of Diffusion Barriers on Tensile and Fatigue Properties of W Fibre Reinforced Ni Composites / R. Ahlroth // Acta Metallurgica. – 1983. – P. 225–230.

130. Андрюшечкин В. И. Свойства и разрушение борированных сталей при кручении / В. И. Андрюшечкин, Л. К. Гущина // Физ.-хим. мех. материалов. – 1983. – № 6. – С. 108–109.

131. Butlock E., Shuster K. The influence of applied coatings on the creepfracture of I N 7384 / High Temp. Alloys Gas Turbines Proc. Conf. (Lieve, 1982) Dorofrecht, 1982. – P. 779–789.

132. Klemme K. E. Der Einfluss des Substrates auf den Zerspanungs-technische Anwend bereit unterschiedlich Baschichter Schneidkaten Crudlagen / K. E. Klemme // Herstellung und Eigenschaften. – DDR, 1981. – S. 205–216.

133. Дубинин Г. Н. Структурно–энергетическая гипотеза влияния диффузионного слоя на объемные свойства сплавов / Г. Н. Дубинин // Защитные покрытия на металлах, 1976. – Вып. 10. – С. 86–90.

134. Подстригач Л. С. Влияние тонких покрытий и промежуточных слоев на диффузионные процессы и напряженное состояние в твердых телах / Л. С. Подстригач, П. Р. Шевчук // Защитные покрытия на металлах. – 1971. – Вып. 5. – С. 180–185.

135. Тушинский Л. И. Структурные аспекты повышения конструкционной прочности сплавов / Л. И. Тушинский, Л. Б. Тихомиров // Физ.-хим. мех. материалов. – 1975. – № 3. – С. 10–22.

136. Чаевский М. И. Повышение работоспособности сталей в агрессивных средах при циклическом нагружении / М. И. Чаевский, В. Ф. Шатинский. – К. : Наук. думка, 1970. – 310 с.

137. Сыновский Л. А. Особенности последовательного боросилицирования ниобия и молибдена / Л. А. Сыновский // Защитные покрытия на металлах. – 1987. – Вып. 21. – С. 17–18.

138. Рыбников А. И. Увеличение ресурса лопаточного аппарата газовых турбин путем применения жаростойких покрытий / А. И. Рыбников, Л. Б. Гецов, Н. И. Добино // Тр. ЦКТИ. – 1982. – № 194. – С. 76–81.
139. Криер К. Защитные покрытия. Осаждение из газовой фазы / К. Криер. – М. : Атомиздат, 1970. – С. 380–404.
140. Влияние покрытий и их дислокационной структуры на механические свойства и внутреннее трение твердых тел / В. Ф. Шагинский, В. И. Копылов, Б. Г. Стронгин и др. // Свойства конструкционных материалов при воздействии рабочих сред. – К. : Наук. думка, 1980. – С. 267–276.
141. Дубинин Г. Н. Диффузионное хромирование сплавов / Г. Н. Дубинин. – М. : Машиностроение, 1964. – 340 с.
142. Аникин В. Н. Технологические особенности нанесения покрытий из карбида титана на твердые сплавы / В. Н. Аникин, А. И. Анисеев, А. Н. Золотарева // Прогрессивные технологические процессы в инструментальном производстве. – М., 1979. – С. 263–266.
143. Ануреев А. А. Структура высокопрочных покрытий на основе молибдена, полученных при конденсации плазмы вакуумно-дугового разряда / А. А. Ануреев, Л. В. Булатова, А. С. Булатов // Металловедение и термообработка металлов. – 1981. – № 5. – С. 33–35.
144. Андреев А. А. Прогрессивные технологические процессы в инструментальном производстве / А. А. Андреев, А. Г. Гаврилов, В. Г. Падалка // Тез. док. Всесоюз. конф. по инструм. производству. – М., 1979. – С. 26–28.
145. Верещака А. С. Твердосплавные инструменты с нитридо-титановыми покрытиями / А. С. Верещака, В. П. Табаков, Г. С. Вахминцев // Станки и инструмент. – 1976. – № 6. – С. 12–13.
146. Джеломанова Л. М. Прогрессивные методы нанесения износостойких покрытий на режущий инструмент. – М., 1979. – 46 с.
147. Земсков Г. В. Многокомпонентное насыщение металлов и сплавов / Г. В. Земсков, Р. Л. Коган. – М. : Металлургия, 1978. – 208 с.
148. Mehrota P. K. Techniques for evaluating mechanical properties of hard coatings / P. K. Mehrota, D. T. Quinto // *HJ. Vac. Sci. Technol.* – 1985. – P. 2401–2405.
149. Копач Ю. Исследование влияния жаростойких покрытий на сопротивление ползучести высоколегированных сталей для энергетического оборудования : автореф. дис. на соиск. науч. степени канд. техн. наук. – М. : МЭИ, 1974. – 19 с.
150. Атоян Л. А. Оптимизация внутренней структуры неоднородной балки / Л. А. Атоян, М. В. Белубекян // Механика неоднородных структур. – Львов : ЛГУ, 1987. – Т. I. – С. 16.

151. Ильинский И. И. Влияние газотермических покрытий на модуль упругости сплава ЕГО / И. И. Ильинский, В. Б. Сидоров // Повышение надежности деталей и узлов авиационной техники и оценка их технического состояния в процессе обслуживания и ремонта. – К., 1986. – С. 29–30.
152. Щукин Е. Д. Повышение поверхностной энергии и изменение механических свойств твердых тел под влиянием окружающей среды / Е. Д. Щукин // Физ.-хим. мех. материалов. – 1976. – № 1. – С. 3–20.
153. Давиденков Н. Н. Об измерении остаточных напряжений / Н. Н. Давиденков // Заводская лаборатория. – 1937. – № 8. – С. 987–990.
154. Влияние диффузионных покрытий на прочность стальных изделий / Г. В. Карпенко, В. И. Похмурский, В. Б. Далисов, В. С. Замиховский. – К. : Наук. думка, 1971. – 167 с.
155. Биргер И. А. Остаточные напряжения / И. А. Биргер. – М. : Машгиз, 1963. – 232 с.
156. Толстопятов Р. В. Расчет на прочность стальной эмалированной аппаратуры / Р. В. Толстопятов, О. П. Смищенко // Химическое и нефтяное машиностроение. – 1977. – № 2. – С. 11–12.
157. Толстопятов Р. В. Влияние кривизны поверхности на неспособность элементов эмалированной аппаратуры / Р. В. Толстопятов, Б. А. Ляшенко, А. П. Смищенко // Проблемы прочности. – 1973. – № 10. – С. 56–61.
158. Saukel V. Homogene Spannungszustände in Emailierten Apparaten, chem / V. Saukel // Anlag. – Verfarten. – 1978. – S.105–107.
159. Healu I. H. Effekt of Heat-Treatment on Properties of Enamel-Steel Composites / I. H. Healu, L. K. Breeze, J. Amer. Ceram. Soc. – 1958. – Vol. 41. – P. 381–389.
160. Кижнер М. М. Исследование и разработка методов повышения прочности эмалированной химической аппаратуры : автореф. дис. на соиск. науч. степени канд. техн. наук / М. М. Кижнер. – К., 1980. – 20 с.
161. Лахтин Ю. М. Физические основы процесса азотирования / Ю. М. Лахтин. – М. : Машгиз, 1948. – 144 с.
162. Похмурский В. И. Коррозионно-усталостная прочность сталей и методы ее повышения / В. И. Похмурский. – К. : Наук. думка, 1974. – 186 с.
163. Криштал М. А. Формирование дислокаций в металлах при диффузии малорастворимых поверхностно активных веществ / М. А. Криштал // Физ.-хим. мех. материалов. – 1969. – № 6. – С. 643–649.
164. Герасименко Ю. Т. Возникновение напряжений и образование дислокаций в диффузионной зоне / Ю. Т. Герасименко // Физика

прочности и пластичности металлов и сплавов. – Куйбышев, 1978. – № 6. – С. 71–74.

165. Горбатенко В. Е. Исследование термостойкости эмалевых покрытий / В. Е. Горбатенко, Г. В. Базьянц, В. С. Лукашов // Неорганические и органосиликатные покрытия. – Л. : Наука, 1975. – С. 449–454.

166. Карпенко В. Г. Влияние среды на прочность и долговечность металлов / В. Г. Карпенко. – К. : Наук. думка, 1976. – 125 с.

167. El-Bassoum, El-Boragy M. H., El-Shahat O. A. Mechanical properties of aluminired steel // Naxon rakkaucu. J. Jap. Strength and Pract Mater. – 1978, 13, N1. – P.34–43.

168. Влияние термоциклирования на ползучесть титанового сплава со стеклокерамическим покрытием / О. В. Цыгулев, Б. А. Ляшенко, А. Я. Ситникова, В. М. Товт // Защитные покрытия. – Л. : Наука, 1979. – С. 208–212.

169. Ползучесть и долговечность молибдена с защитными покрытиями диффузионного типа при термоциклировании на воздухе / Н. И. Поляков, О. В. Цыгулев, В. Т. Грицына, Б. А. Ляшенко и др. // Неорганические и органосиликатные покрытия. – Л. : Наука, 1975. – С. 204–208.

170. Цыгулев О. В. Исследование высокотемпературной ползучести и длительной прочности ниобиевого сплава с комплексными покрытиями в окислительной среде / О. В. Цыгулев, Л. А. Сосновский, Ж. А. Астахова // Высокотемпературная защита металлов. – Л. : Наука, 1982. – С. 50–53.

171. Влияние термоциклирования на ползучесть ниобиевого сплава с силицидными покрытиями / О. В. Цыгулев, А. Н. Бадаев, Б. А. Ляшенко, И. Э. Кеворкян // Проблемы прочности. – 1983. – № 11. – С. 80–85.

172. Борщенко А. И. Защита изделий из ниобиевых сплавов от высокотемпературной газовой коррозии / А. И. Борщенко, С. В. Хашковский. – Л. : Наука, 1986. – 41 с.

173. Оценка долговечности барьерных слоев при высоких температурах / В. Ф. Шатинский, А. И. Нестеренко и др. // Защитные покрытия на металлах. – 1982. – Вып. 16. – С. 16–20.

174. Mehrota P. K. Techniques for evaluating mechanical properties of hard coatings / P. K. Mehrota, D. T. Quinto // J. Vac.Sci. Technol. – 1985. – N 6. – P. 2401–2405.

175. Kamdar M. M. Solid metal induced embrittlement of metals / Adv. Fract-Res.Proc. 6 Int Conf.Fract.(New Delhi, 4–10–Dec.1984). – Oxford, 1986. – Vol. 6. – P. 3837–3849.

176. Калачев В. А. Водородная хрупкость металлов / В. А. Калачев. – М. : Металлургия, 1985. – 217 с.

177. Водород в металлах / Под ред. Г. Альфельда и И. Фелькля. – М. : Мир, 1981. – Т. 2. – 430 с.
178. Андрейкив А. Е. Теоретические аспекты кинетики водородного охрупчивания металлов / А. Е. Андрейкив, В. В. Панасюк, В. С. Харин // Физ.-хим. мех. материалов. – 1978. – № 3 – С. 3–23.
179. Карпенко Г. В. Влияние водорода на свойства стали / Г. В. Карпенко, Р. И. Крипякевич. – М. : Metallurgizdat, 1962. – 198 с.
180. Гельд П. В. Водород и несовершенство структуры металла / П. В. Гельд, Р. А. Рябов, Е. С. Кодекс. – М. : Metallurgiya, 1979. – 122 с.
181. Гельд П. В. Водород и физические свойства металлов и сплавов / П. В. Гельд, Р. А. Рябов, Л. П. Мохрачева. – М. : Наука, 1985. – 232 с.
182. Матюшенко В. Я. Износостойкость наводороженных металлов / В. Я. Матюшенко // Исследование водородного износа. – М. : Наука, 1977. – С. 24–27.
183. Защита от водородного износа в узлах трения / Под ред. А. А. Полякова. – М. : Машиностроение, 1980. – 133 с.
184. Гаркунов Д. Н. Триботехника / Д. Н. Гаркунов. – М. : Машиностроение, 1985. – 424 с.
185. Карпенко Г. В. Вплив водню на механічні властивості сталі / Г. В. Карпенко. – К. : АН УССР, 1960. – 225 с.
186. Карпенко Г. В. Физико-химическая механика конструкционных металлов. В 2 т. / Г. В. Карпенко // Избр. труды. – К. : Наук. думка, 1985. – Т. 1. – 228 с., Т. 2. – 240 с.
187. Арчаков Ю. И. Водородоустойчивость стали / Ю. И. Арчаков. – М. : Metallurgiya, 1978. – 149 с.
188. Панасюк В. В. Методы оценки водородной хрупкости конструкционных материалов / В. В. Панасюк, С. Е. Ковчик, Г. И. Сморода // Физ.-хим. мех. материалов. – 1979. – № 3. – С. 5–17.
189. Пархета Р. Г. Высокотемпературная водородопроницаемость алитированной и борированной стали 12X18H10T / Р. Г. Пархета, В. И. Похмурский // Защит. покрытия на металлах. – 1976. – Вып. 10. – С. 102–104.
190. Карпенко Г. В. Влияние структуры сталей на их малоцикловую усталость в атмосфере водорода / Г. В. Карпенко, А. Н. Романив, В. И. Ткачев // Докл. АН УССР. – 1974. – Т. 214. – № 2. – С. 312–314.
191. Карпенко Г. В. О влиянии наводороживания на прочность железа / Г. В. Карпенко, М. М. Швед, И. Я. Яремченко // Докл. АН СССР. – 1971. – Т. 198 – № 3. – С. 651–652.
192. Барт Л. Г. Влияние напряженного состояния стали на ее химическое сопротивление водородному охрупчиванию : автореф. дис. на соиск. науч. степени канд. техн. наук / Л. Г. Барт. – М., 1970. – 21 с.

193. Панасюк В. В. Теоретический анализ роста трещин в металлах при воздействии водорода / В. В. Панасюк, А. Е. Андрейкив, В. С. Харин // Физ.-хим. мех. материалов. – 1981. – № 4. – С. 61–75.

194. Панасюк В. В. Теория распространения трещин в деформированных металлах, подвергнутых воздействию водорода / В. В. Панасюк, А. Е. Андрейкив, В. С. Харин // Физ.-хим. мех. материалов. – 1987. – № 2. – С. 5–14.

195. Швед М. М. Изменение эксплуатационных свойств железа и стали под влиянием водорода / М. М. Швед. – К. : Наук. думка, 1985. – 108 с.

196. Пархета Р. Г. Влияние защитных покрытий на водородопроницаемость стали 12Х18Н9Т / Р. Г. Пархета, И. И. Сидорак // Физ.-хим. мех. материалов. – 1981. – № 1. – С. 33–36.

197. Лахтин Ю. М. Химико-термическая обработка металлов / Ю. М. Лахтин, Б. Н. Арзамасов. – М. : Металлургия, 1985. – 256 с.

198. Горовой А. П. Газофазные процессы получения пиролитических хромовых покрытий с композиционной структурой / А. П. Горовой, А. Аль-Авор, С. В. Бойко // Технология и оборудование для новых прогрессивных методов ХТО деталей тракторов и сельскохозяйственных машин : тез. док. Всесоюз. научн.-техн. семинара. – Волгоград, 1988. – С. 183.

199. Получение защитных покрытий с регулируемой структурой из паровой фазы металлоорганических соединений / А. П. Горовой, В. Л. Либерман, Л. А. Иванов и др. // Повышение надежности и долговечности материалов и деталей машин на основе новых методов термической и химико-термической обработки : тез. док. Всесоюз. научн.-техн. конференции (Хмельницкий, 20–23 сент. 1988 г.). – М., 1988. – С. 99.

200. Кидин И. И. Электро-химико-термическая обработка металлов и сплавов / И. И. Кидин, В. И. Андрущечкин, В. А. Волков. – М. : Металлургия, 1978. – 320 с.

201. Минкевич А. Н. Химико-термическая обработка металлов и сплавов / А. Н. Минкевич. – М. : Машиностроение, 1965. – 228 с.

202. Рябченко Е. В. Применение тлеющего разряда для цементации стали / Е. В. Рябченко, В. М. Чертов, Б. Г. Колмаков // Технология легких сплавов. – 1975. – № 11. – С. 40–44.

203. Lapeanche H. Nitruration allessigul et jonitration / H. Lapeanche // Metallurgie et la construction mecanique, 1963. – N 10. – P. 849–855.

204. Кальнер В. Д. Новые способы химико-термической обработки конструкционных сталей в автомобилестроении / В. Д. Кальнер, В. С. Ковригин, Б. С. Старокожев // Металловедение и терм. обработка металлов. – 1978. – № 7. – С. 67–69.

205. Химико-термическая обработка металлов и сплавов. – Минск : Изд-во Белорус. политехн. ин-та, 1974. – 265 с.
206. Баскаков А. П. Нагрев и охлаждение металлов в кипящем слое / А. П. Баскаков. – М. : Metallurgia, 1974. – 271 с.
207. Баскаков А. П. Скоростной безокислительный нагрев и термическая обработка в кипящем слое / А. П. Баскаков. – М. : Metallurgia, 1968. – 223 с.
208. Сыромятников Н. И. Тепловые процессы в печах с кипящим слоем / Н. И. Сыромятников, Г. К. Рубцов. – М. : Metallurgia, 1968. – 116 с.
209. Долматов Ф. В. Цементация титана в вибрирующем слое / Ф. В. Долматов, Г. А. Зеленина, Э. Б. Тазиков // Металловедение и терм. обр. металлов. – 1976. – № 3. – С. 63.
210. Арзамасов Б. Н. Термодинамический анализ циркуляционного метода получения покрытий / Б. Н. Арзамасов // Изв. вузов. Машиностроение. – 1966. – № 9. – С. 116–119.
211. Высокотемпературная работоспособность тугоплавких металлов и сплавов в агрессивных средах / Г. Г. Максимович, В. Ф. Шатинский, Е. М. Лютый и др. – К. : Наук. думка, 1982. – 220 с.
212. Защитные покрытия на металлах. – К.: Наук. думка, 1973. – Вып. 7. – 216 с.
213. Самсонов Г. В. Тугоплавкие покрытия / Г. В. Самсонов, А. П. Эпик. – М. : Metallurgia, 1973. – 400 с.
214. Мишкевич Р. И. Интенсификация процессов химико-термической обработки / Р. И. Мишкевич, П. И. Солнцев, А. В. Смирнов // Материаловедение и обработка металлов. – 1957. – № 2. – С. 49–54.
215. Allott R. W. Metal Treatment an Drop-Forging / R. W. Allott. – 1957. – V. 8, N 143. – P. 124–126.
216. Применение ультразвука в производстве и термической обработке сплавов. – М. : Изд. АН СССР, 1961. – Вып. 2. – 180 с.
217. Земсков Г. В. Исследование некоторых свойств диффузионных слоев содержащих бор / Г. В. Земсков, Р. Л. Коган, И. М. Шевченко // Защитные покрытия на металлах. – К. : Наук. думка. – 1971. – Вып. 4. – С. 67–73.
218. Райцес В. Б. Технология химико-термической обработки на машиностроительных заводах / В. Б. Райцес. – М. : Машиностроение, 1965. – 294 с.
219. Прогрессивные методы термической и химико-термической обработки / В. Д. Кальнер, В. К. Седуков, А. В. Мартянова и др. – М. : Машиностроение, 1972. – С. 91–96.
220. Фальченко В. М. Подвижность атомов в металлах при импульсном нагружении / В. М. Фальченко // Металлофизика. – 1979. – Вып. 76. – С. 21–28.

221. Лариков Л. Н. Залечивание дефектов в металлах / Л. Н. Лариков. – К. : Наук. думка, 1980. – 279 с.
222. Лариков Л. Н. Диффузионные процессы в упорядоченных сплавах / Л. Н. Лариков, В. В. Грейченко, В. М. Фальченко. – К. : Наук. думка, 1975. – 213 с.
223. Эпштейн Л. Ф. Высокоскоростная деформация и структура металлов / Л. Ф. Эпштейн, О. А. Кайбышев. – М. : Металлургия, 1971. – 198 с.
224. Эпштейн Г. И. Строение металлов, деформируемых взрывом / Г. И. Эпштейн. – М. : Металлургия, 1980. – 253 с.
225. Ванин В. С. Цементация стали в жидких органических средах / В. С. Ванин, В. Н. Титов // *Металловедение и термическая обработка металлов.* – 1960. – № 4. – С. 40–42.
226. Ванин В. С. Об ускорении процессов ХТО / В. С. Ванин // *Электронная обработка материалов.* – 1980. – № 2. – С. 38–59.
227. Просвирин В. И. Скоростное высокотемпературное цианирование пастами с нагревом ТВЧ / В. И. Просвирин, Г. В. Евтихов // *Металловедение и термическая обработка металлов.* – 1964. – № 3. – С. 29–33.
228. Бородуля В. А. Высокотемпературные процессы в электро-термическом кипящем слое / В. А. Бородуля. – Минск : Наука и техника, 1973. – 176 с.
229. Inoul K. The characteristics of spark carbonization / K. Inoul, Y. Shima // *Trans. Iron Steel Inst. Jap.* – 1970. – N 5, v. 10. – P. 253–260.
230. Miedema A. R. Die Bildungswarme von Legierungen / A. R. Miedema // *Phil. Techn. Rundsch.* – 1976/77. – V. 36. – S. 117–120.
231. Вишняков Б. А. Электронно-лучевой метод получения тонких пленок из химических соединений / Б. А. Вишняков, К. А. Осипов. – М. : Наука, 1970. – 144 с.
232. О поверхностном легировании металлов с помощью непрерывного лазерного излучения / И. Б. Боровский, Д. Д. Городский, И. М. Шарафеев, С. Ф. Моряшев // *Физика и химия обработки металлов.* – 1984. – № 1. – С. 19–23.
233. Коваленко В. С. Обработка материалов импульсным излучением лазеров / В. С. Коваленко. – К. : Выща школа, 1977. – 113 с.
234. Криштал М. А. Структура и свойства сплавов, обработанных излучением лазера / М. А. Криштал, А. А. Жуков, А. Н. Кокора. – М. : Металлургия, 1973. – 192 с.
235. Бураков В. А. Металлографические исследования углеродистых сталей, хромотитанированных при лазерной закалке / В. А. Бураков, С. С. Федосиенко // *Прогрессивн. технология литейного произ-*

водства в тракторном и сельско-хозяйственном машиностроении. – Ростов н/Д, 1980. – С. 147–151.

236. А. с. 53326 СССР, МКИ³ С23С 11/00. Способ азотирования изделий / А. П. Сизов. – № 19/04 ; опубли. в б.и., Бюл. № 5.

237. Костюченко В. М. Азотирование в электростатическом поле / В. М. Костюченко, Е. И. Урцева // Науч. тр. Магнитогор. горнометаллург. института, 1965. – Вып. 38. – С. 49–54.

238. Ono Akira. On the effect of γ -irradiation for nitriding reaction of the Steel / Ono Akira. – Japan Conf. Radioisotopes (IRIA), (1961, preprints) SL, SAE 33/1–E 33/2.

239. Бабад-Захрянин А. А. Химико-термическая обработка в тлеющем разряде / А. А. Бабад-Захрянин, Г. Д. Кузнецов. – М. : Атомиздат, 1975. – 175 с.

240. Лахтин Ю. М. Азотирование стали / Ю. М. Лахтин, Я. Д. Коган. – М. : Машиностроение, 1976. – 256 с.

241. Арзамасов Б. Н. Химико-термическая обработка металлов в активизированных газовых средах / Б. Н. Арзамасов. – М. : Машиностроение, 1979. – 224 с.

242. Ванин В. С. Ионная цементация стали / В. С. Ванин // Изд. АН СССР. Отд-ние техн. наук. Серия Металлургия и топливо – 1960. – № 8. – С. 61–66.

243. Коротченко В. Применение ионного азотирования в обрабатывающей промышленности Великобритании / В. Коротченко, Т. Белл. – М., 1979. – 26 с.

244. Защитные покрытия на металлах. – К. : Наук. думка, 1970. – Вып. 3. – 276 с.

245. Способ азотирования изделий / А. П. Сизов. – А.с. № 53329 ; опубли. в б.и., 1938. – № 5 и 6.

246. Пат. 349284 Швейцария, МК# 48В 11/00, 1955.

247. Пат. 357420 Швейцария, МКИ² 48В 11/00, 1956.

248. Эденхофер Б. Использование электроэнергии для упрочнения поверхности с помощью процесса ионного азотирования / Б. Эденхофер // World Electrotechnical Congress. – М., 1977. – С. 28.

249. Лахтин Ю. М. Азотирование в тлеющем разряде / Ю. М. Лахтин, Я. Д. Коган // Технология и механизация термической обработки металлов. – М., 1974. – 37 с.

250. Такасэ Такао. Ионное азотирование / Такасэ Такао, Нэцу Сери. – Heat Treat, 1977. – № 6. – С. 333–338.

251. Рябченко Е. В. Применение тлеющего разряда для диффузионного насыщения металлов / Е. В. Рябченко // Науч. тр. МАИ. – 1971. – Вып. 228. – С. 65–80.

252. Сивцев А. Т. Ионное азотирование автомобильных деталей / А. Т. Сивцев, А. В. Шкурко, В. П. Ахантьев // *Металловедение и термическая обработка металлов*. – 1979. – № 8. – С. 54–56.
253. Такасэ Такао. Обзор современной технологии упрочнения поверхности / Такасэ Такао. – 1978. – Т. 31. – № II. – С. 9–16.
254. Noren T. M. Gefude nitrierter Vergutungsstahle / T. M. Noren, L. Kindbom // *Stahl und Eisen*. – 1958. – N 26. – S. 1881–1891.
255. Edenhofer B. Vergleich verschiedener Nitrierverfahren iinter besonderer Berücksichtigung des Ionizierens / B. Edenhofer. – Koln, 1974. – S. 7. – (Klockner Ionon GmbH, Mittfilung).
256. Keller K. Hochfeste Maschinenteile darch Ionitrieren von Miartensitaushartendem Stahl / K. Keller. – *Eachberichte fur Oberflachententechnik*, 1971. – N 3. – S. 92–94.
257. Keller K. Ionitrieren von Schnecken aus rost und Saurebestandigen fur Extruder und Spitzgiesmaschinen / K. Keller. – *Plastverarbeiter*, 1972. – H. 1. – S. 3–8.
258. Mataushek J. Neue Entwicklungen beim Ionitrieren – Berg- und Huttenmann / J. Mataushek, B. Endhofer. – *Monatsh*, 1977. – N 11. – S. 503–506.
259. Калев Л. Влияние на технологичните параметри върху основните характеристики на слоя при ионно азотирани стомани / Л. Калев, В. Ташков // *Машиностроение*. – 1973. – № 5. – С. 215–218.
260. Шапошников В. Н. Разработка технологии регулируемых процессов азотирования конструкционных сталей в тлеющем разряде : автореф. дис. на соиск. науч. степени канд. техн. наук / В. Н. Шапошников. – М., 1977. – 23 с.
261. Такасэ Такао. Исследование ионного азотирования ковкого чугуна / Такасэ Такао // *Имоно*. – 1978. – Т. 50. – № 8. – С. 501–505.
262. Ederhofer B. The ionitriding process–thermochemical treatment of steel and cast iron materials / B. Ederhofer // *Metal and Material Technological*. – 1976. – N 8, v. 8. – P. 421–426.
263. Виноградов А. В. Технологические особенности ионного азотирования конструкционных сталей / А. В. Виноградов // *Изв. ВУЗов. Машиностроение*. – 1978. – № I. – С. 118–121.
264. Edenhofer B. Ionitrieren von Stahlen und ahulichen Werkstoffen zur Steigerung der Verschloisfestigkeit bei'der Kunststoffverarbeitung / B. Edenhofer. – Koln, 1913.
265. Cojocarui M. O. Mecanismul stadiului initial al procesului de nitrurare in cimp electrostatie / M. O. Cojocarui – *Cero., met.* 1978. – S. 537–542.
266. Procese fizice se fizicochemice care nun los la nitrurarea ionica in plame or contin azot si hidrogen / T. Dulamita, E. Florian, M.

Cojocaru si a. – Zica Simp. Int. met. fiz. si Tratamente term. Bucuresti. – 1979. – Т. 2. – С. 523–531.

267. Арзамасов Б. А. Исследование некоторых процессов ионного азотирования / Б. А. Арзамасов, И. А. Михайлов. – М., 1967. – 14 с. – (Сер. Передовой научн.-техн. и произв. опыт / ГОСИНТИ).

268. Михайлов И. А. Исследование каналовых лучей в тлеющем разряде при азотировании / И. А. Михайлов // Защитные покрытия на металлах. – К. : Наук. думка. – 1967. – Вып. I. – С. 81–87.

269. Шунковекый Г. Л. Некоторые закономерности начальной стадии процесса азотирования / Г. Л. Шунковекый, Г. С. Каплина // Металлофизика : респ. межвед. сборник. – К., 1972. – Вып. 39. – С. 91–96.

270. Лахтин Ю. М. Физические процессы при ионном азотировании / Ю. М. Лахтин, Ю. Н. Крымский // Защитные покрытия на металлах. – К. : Наук. думка. – 1968. – Вып. 2. – С. 225–229.

271. Klokner Ionon GMBH Ionitrieren ist mehr als Harten – “Mitteilung” I, II. – 1969. – S. 16.

272. Бутенко О. И. Формирование диффузионного слоя при ионном азотировании / О. И. Бутенко, Я. М. Головчинер, С. А. Скотников // Прогрессивные методы термической и химико-термической обработки. – М., 1972. – С. 122–128.

273. Бутенко О. И. О механизме ускорения диффузии азота в железе при ионном азотировании / О. И. Бутенко, Ю. М. Лахтин // Металловедение и термическая обработка металлов. – 1969. – № 6. – С. 21–24.

274. Keller K. Ionitrieren von Schnecken aus rost und Ahnlichen Werkstoffen fur Extruder und Spitzgiesmaschinen / K. Keller // Plastverarbeiter, 1971. – Н. 8. – S. 3–11.

275. Gantois M. Pasibilidades de los tratamientos termoguimicos de puperficie de dades de los aleaciones por bombardeo ionico. Ejemlos de aplicacion / M. Gantois // Metalurgia y electricidad. – V. 12. – IT 492. – P. 31–36.

276. Ederhofer B. Anwendung und Vorteile von Nitrierbehandlungen Auserhalb des gewohnliehen Temperaturbereichs / B. Ederhofer Teil II. Behandlungen bei hohen Temperaturen (Oberhalb von 580 °C Harterei-Technische Mitteilungen. – 1975. – N 4. – S. 204–208.

277. Edenhofer B. Ionitrieren von Werkzeugen / B. Edenhofer. – Koln, 1973. – 350. – (Klockner Ionen GMBH).

278. Лахтин Ю. М. Оптимизация газодинамических и энергетических параметров ионного азотирования / Ю. М. Лахтин, Я. Д. Коган, В. Н. Шапошников // Металловедение и термическая обработка металлов. – 1976. – № 6. – С. 2–6.

279. Влияние условий мягкого ионного азотирования на свойства азотированного слоя / Эдамура Мицуо, Макимура Минору, Каджикона Тасаки и др. // Нихон кидз&ку гаккайси. – 1978. – № 10, т. 42. – С. 936–941.

280. Карпиньски Т. Технологические параметры ионного азотирования / Т. Карпиньски, А. Марциняк, Э. Ролинськи // Вестник машиностроения. – 1979. – № 12. – С. 56–58.

281. Bucken B. Erzeugung verschleisfester Schichten in einer stranstarken Glimmentladung / B. Bucken // Technick. 1978. – N 7. – S. 395–399.

282. Kialsa Antoni. Bandani mozeiwosei sterowania budowa warstwy azotowanej jonowo na stali 30HN2MFA / Kialsa Antoni, Zborowski Jersy. – Biul. WAT J. Dabrowskiego, 1979. – N 6. – S. 139–147.

283. Schweer B. Ionitrieren – Anlagen und Anwendungsgebiete / B. Schweer, B. Edenhofer. – Elektrowarme Int., 1976. – B 34. – № 6. – S. 298–305.

284. Eysell P. W. Moderne Hitrirverfahren / P. W. Eysell, O. A. Deganit // Elektrowarme Int., 1979. – B 37. – N 4. – S. 191–195.

285. Hoffman R. Aspekte des Kurzzeitnietrierens / R. Hoffman // Harterei-Technische Mitteilung. – 1976. – N 3. – S. 152–156.

286. Edeiihofer B. Physikalische und metallkundlich Vorgange beim Nitriezen in Plasma einer Glimmentladung / B. Edeiihofer // Harterei – Technische Mitteilung, 1974. – V. 29. – N 2. – S. 105–112.

287. Pourprix Y. Development industrial de la nitruration ionique / Y. Pourprix // Zica Simp. Int. met. fiz. si tratamente term., Bucuresti, 1979. – V. 2. – S. 428–437.

288. Ионное азотирование в сопоставлении с другими видами азотирования / К. Яманака и др. ; пер. № Ц–85293, Кинзуоку Дзайре, 1975. – Т. 15. – № 7. – С. 26–37.

289. Влияние ионного азотирования на выносливость стали 38ХМЮА / И. И. Бутенко, Б. Б. Далисов, Ю. М. Лахтин и др. // Физико-химическая механика материалов. – 1972. – № 6. – С. 88–89.

290. Бледнова Х. М. Механические свойства после обработки в азотводородной плазме тлеющего разряда / Х. М. Бледнова, М. И. Чаевский, Э. П. Валявская // Деп. Черметинформация, № 2422–88. – 16 с.

291. Такасэ Такао. Ионное азотирование коррозионностойких сталей / Такасэ Такао // Тэцу то хатанэ. – 1976. – № 4, т. 62. – С. 196.

292. Соне Такуми. О ионном азотировании углеродистых сталей / Соне Такуми, Яманака Куихико // J. jap. Inst. Metals. – 1977. – № 6. – P. 620–625.

293. Лахтин Ю. М. Влияние азотирования в тлеющем разряде на работоспособность конструкционных сталей в коррозионных средах / Ю. М. Лахтин, Я. Д. Коган, В. Н. Шапошников // Вестник машиностроения. – 1979. – № 7. – С. 56–58.

294. Костецкий Б. И. Трение, смазка и износ в машинах / Б. И. Костецкий. – К. : Техника, 1970. – 396 с.
295. Костецкий Б. И. Фундаментальные основы поверхностной прочности материалов при трении / Б. И. Костецкий. – К. : Общество “Знание” УССР, 1980. – 24 с.
296. Хрущев М. М. Абразивное изнашивание / М. М. Хрущев, М. А. Бабичев. – М. : Наука, 1970. – 252 с.
297. Крагельский И. В. Основы расчета на трение и износ / И. В. Крагельский, М. Н. Добычин, В. С. Комбалов. – М. : Машиностроение, 1977. – 525 с.
298. Лахтин Ю. М. Структура и прочность азотированных сплавов / Ю. М. Лахтин, Я. Д. Коган. – М. : Metallurgiya, 1982. – 176 с.
299. Самсонов Г. В. Нитриды / Г. В. Самсонов. – К. : Наук. думка, 1969. – 380 с.
300. Коган Я. Д. Структура и прочность азотированных сплавов / Я. Д. Коган // Новые методы химико-термической обработки в машиностроении. – М. : МАДИ, 1982. – С. 11–13.
301. Азот в металлах / А. В. Аверин, А. В. Ревякин, В. И. Федорченко и др. – М. : Metallurgiya, 1976. – 224 с.
302. Прейс Г. А. Повышение износостойкости оборудования пищевой промышленности / Г. А. Прейс, Н. А. Сологуб, А. И. Некоз. – М. : Машиностроение, 1979. – 208 с.
303. Некоз А. И. Разработка методов оценки и повышения долговечности деталей оборудования пищевой промышленности, подверженных кавитационно-эрозионному изнашиванию : автореф. дис. на соиск. науч. степени д-ра техн. наук / А. И. Некоз. – К., 1987. – 43 с.
304. Солодкин Г. А. Ионное азотирование деталей станков и режущего инструмента : автореф. дис. на соиск. науч. степени канд. техн. наук / Г. А. Солодкин. – М., 1979. – 21 с.
305. Установки для ионного азотирования чугунных и стальных деталей станкостроительной и других отраслей промышленности : пром. каталог ПК 11757–84.
306. Заявка 2803331 ФРГ, МКИ C23C 11/00. Установка для частичной обработки изделий с помощью тлеющих разрядов Alockner Ionen GmbH ; опубл. 2.08.79.
307. Электрод печь ионная колпаковая вакуумная НГВ–6.6/6.И1: ОКП 34 428.7 РГ 45.43.31 : пром. каталог ПК 40599–85 (Электроника СССР. Отрасл. каталог 12.07.04–85 г) / Информэлектро. – М., 1985.
308. Установки для ионного азотирования деталей в тлеющем разряде : пром. каталог ПК 12 630–84 Машиноэкспорт, София, 1984.
309. Заявка 53–104535 Япония, МКИ² C23C 11/00. Устройство для ионного азотирования стали / Кавасаки Дзюкогё К.К. – № 52–20075 ; заявл. 24.02.77 ; опубл. 11.09.1978.

310. Заявка 54–22181 Япония, МКИ² С23С 11/00. Установка для ионного азотирования / Кавасаки Дзюкогё К. К. – № 50–158107 ; заявл. 29.12.75 ; опубл. 4.08.79.
311. Заявка 54–22412 Япония, МКИ² С23С 11/14. Устройство для ионного азотирования / Кавасаки Дзюкогё К. К. – № 51–22383 ; заявл. 1.03.76 ; опубл. 7.08.79 г.
312. Заявка 54–42856 Япония, МКИ² С23С 11/14. Способ ионного азотирования / Кавасаки Дзюкогё К. К. – № 51–145102 ; заявл. 01.12.76 ; опубл. 17.12.79.
313. Заявка 55–23900 Япония, МКИ³ С23С 11/14. Устройство для ионного азотирования / Кавасаки Дзюкогё К. К. – № 52–20074 ; заявл. 24.02.77 ; опубл. 25.06.80.
314. Заявка 55–9457 Япония, МКИ³ С23С 11/14. Способ ионного азотирования / Кавасаки Дзюкогё К. К. – № 51–99256 ; заявл. 19.08.76 ; опубл. 10.03.80.
315. Заявка 56–9230 Япония, МКИ³ С23С 11/14. Установка для ионного азотирования / Кавасаки Дзюкогё К.К. – № 51–99268 ; заявл. 19.08.76 ; опубл. 27.02.81.
316. Заявка 52–125428 Япония, МКИ² С23С 11/00. Устройство для азотирования в тлеющем разряде / Кавасаки Дзюкогё К.К. – № 51–30381 ; заявл. 19.03.76 ; опубл. 21.10.77.
317. Заявка 55–14139 Япония, МКИ³ С23С 11/14. Устройство для ионного азотирования / Кавасаки Дзюкогё К.К. Опубл. 14.04.80.
318. Заявка 61–22026 Япония, МКИ⁴ С23С 8/36. Установка для ионной обработки / Ниппон Дэнси Когё К. К. – № 53–103599 ; заявл. 25.08.78 ; опубл. 29.05.86.
319. Печи вакуумные для азотирования металлических деталей с помощью плазменного разряда : пром. каталог ПК 34261–84/ consarc Engineering Ltd.
320. Печи вакуумные для плазменного азотирования металлических деталей : пром. каталог ПК 34260–84 /Gonsarc Engineering Ltd.
321. Оборудование для ионного азотирования : пром. каталог ПК–13794–86 / Zavody, Silnoproude Elektrotechniky Koneern, Praha, 1986.
322. А.с. 665414 СССР, Н05В 7/16. Источники питания установки для обработки изделия с помощью тлеющего разряда / Л. Г. Айзенштейн, В. Г. Батов, В. Н. Блинов и др. – № 20 ; опубл. в б.и., 1979. – С. 194.
323. А.с. Ю69199 СССР, Н05В 7/16. Источник питания установки тлеющего разряда / Л. И.Фаерман, С. В. Житов, Б. Й. Гузанов и др. – Опубл. в б.и. 1984, Бюл. № 3.
324. Заявка 55–6106 Япония, МКИ³ С23С 11/14. Способ и установка для ионного азотирования / Кавасаки Дзюкогё К. К. – № 52–20072 ; заявл. 24.02.77 ; опубл. 13.02.80.

325. Заявка 51–37822 Япония, МКИ² С23С 11/00. Устройство для обработки тлеющим разрядом / Ниппон Синку Гедзюцу К. К. – № 48–23702 ; заявл. 1.03.73 ; опубл. 18.10.76.

326. Заявка 54–22937 Япония, МКИ² С23С 11/14. Способ ионного азотирования или цементации стали / Ориэнтару Эндзиниарингу К. К. – № 51–07529 ; заявл. 8.09.76 ; опубл. 10.08.79.

327. Заявка 54–39223 Япония, МКИ² С23С 11/14. Способ и устройство для предварительного обогрева при ионном азотировании / Ориэнтару Эндзиниарингу К. К. – № 51–26889 ; заявл. 12.03.76 ; опубл. 27.11.79.

328. Заявка 60–5871 Япония, МКИ⁴ С23С 8/36. Способ и устройство для ионного азотирования / Матсисхита Депк1 Сандуо К. К. – № 58т11465 ; заявл. 23.06.83 ; опубл. 16.05.88.

329. Заявка 61–40751 В Япония, МКИ⁴ С23С 8/36. Способ азотирования поверхности металлов и изделий / К. К. Хитати Сэйсакусё. – № 55–5790 ; заявл. 23.01.80 ; опубл. 10.09.86.

330. Заявка 61–54869 Япония, МКИ⁴ С23С 8/36. Способ обработки поверхности в условиях тлеющего разряда / К. К. Хитати Сэйсакусё. – № 55–12165 ; заявл. 3.09.80 ; опубл. 25.11.86.

331. Заявка 59–48862 Япония, МКИ³ С23С 11/00. Установка для повышения твердости поверхности металлов с применением тлеющего разряда / Ниппон Дэнки Когё К. К. – № 52–75854 ; заявл. 25.06.77 ; опубл. 29.11.84.

332. Заявка 59–25030 Япония, МКИ³ С23С 11/00. Устройство для ионного азотирования / Ниппон Синку Гедзюцу К. К. – № 54–17094 ; заявл. 28.12.79 ; опубл. 13.06.84.

333. Заявка 59–14103 Япония, МКИ³ С23С 11/00. Установка для ионного азотирования / Ниппон Синку Гедзюцу К. К. – № 54–17093 ; заявл. 28.12.79 ; опубл. 3.04.84.

334. Пат. 555898 Швейцария, МК² С23С 11/00. Способ обработки детали при тлеющем разряде и соответствующей аппаратуре / Keller Klaus. – № 4271 ; заявл. 5.01.71 ; опубл. 15.11.75.

335. Заявка 2802258 ФРГ, МКИ³ С23С 11/00. Печь для обогрева тлеющим разрядом / Блинов В. Н. и др. СССР ; заявл. 19.01.78 ; опубл. 19.03.81.

336. Пат. 4200805 США, МКИ³ С23С 11/14. Многокатодная печь для термической обработки / Phillippele Francois. – № 7708686 ; заявл. 23.03.74 ; опубл. 29.04.80.

337. Заявка 54–39220 Япония, МКИ² С23С 11/00. Установка для обработки тлеющими разрядами / К. К. Тюбу Дэнки Сэйсакусё. – № 51–26463 ; заявл. 11.03.78 ; опубл. 27.11.79.

338. Заявка 2446326 Франция, МКИ³ С23С 11/16. Усовершенствованный способ ионного азотирования полых удлиненных стальных деталей / Creusot – Lomre. – № 79005П ; заявл. 10.01.79 ; опубл. 12.09.80.
339. Заявка 1305313 Великобритания, МКИ² С23С 11/14. Способ азотирования железа и стали / Elecktrophysikalische Anstalt Bernard Berghaus Швейцария. – № 2093 ; заявл. 13.02.70 ; опубл. 31.01.73.
340. Заявка 58–9154 Япония, МКИ³ С23С 11/14. Способ азотирования с применением газообразного аммиака / Ниппон Пакарай-дзингу К. К. – № 55–109159 ; заявл. 8.11.80 ; опубл. 19.02.83.
341. Заявка 61–21308 Япония, МКИ⁴ С23С 8/36. Способ ионной обработки поверхности металлических материалов / К. К. Хитати Сэйсакусё. – № 56–107092 ; заявл. 10.07.81 ; опубл. 26.05.86.
342. Заявка 56–9230 Япония, МКИ³ С23С 11/14. Установка для ионного азотирования / Кавасаки Дзюкогё К. К. – № 51–99268 ; заявл. 19.08.76 ; опубл. 27.02.81.
343. Заявка 52–82604 Япония, МКИ² С23С 11/00. Азотирование в тлеющем разряде / Кавасаки Дзюкогё К. К. – № 50–158108 ; заявл. 29.12.75 ; опубл. 11.07.77.
344. Заявка 2753190 ФРГ, МКИ² С23С 11/14. Устройство ионного азотирования / Кавасаки Юкодоу К. К. Япония – № 51–145105, заявл. 29.11.77 ; опубл. 8.06.78.
345. Заявка 2000673 ФРГ, МКИ² С23С 11/14. Способ ионизационного азотирования металлических изделий и устройство для его осуществления / Франция, № 6900612 ; заявл. 8.01.70 ; опубл. 4.08.77.
346. А.с. 750238 СССР, МКИ³ С23С 11/00. Установка для химико-термической обработки тлеющим разрядом / В. А. Блинов, В. А. Филлипов и др. ; опубл. в б.и. 1980, Бюл. № 27. – С. 184.
347. Заявка 2633424 ФРГ, МКИ С23С 11/14. Устройство для термической обработки металлического изделия / stiftung institut fur Hartereitechnik, опубл. 20.10.77.
348. Пат. 135869 ПНР, МКИ⁴ С23С 11/00. Способ химико-термической обработки в электрическом поле / Instytut Meckanikс Precyzujhej. – № 239552 ; заявл. 16.12.82 ; опубл. 30.05.87.
349. А.с. 21314 БНР, С23С 11/00. Интенсификация на йонното азотироване через дополнительно воздействие о применливо магнитополе / Д. Т. Бучков, В. Ц. Тошков, С. А. Савов и др. ; опубл. 25.11.76.
350. А.с. 570221 СССР, Н05 В 7/16. Устройство для ограничения тока в разрядных установках / А. В. Виноградов, В. И. Белозеров, В. И. Матвеев, Б. Н. Арзамасов и др. ; опубл. в б.и. 1977, № 31. – С. 210.
351. Пат. 135089 ПНР, МКИ⁴ С23С 11/14. Способ ионного азотирования стальных деталей / Parasink Jozef. – № 239554 ; заявл. 02.12.82 ; опубл. 30.08.86.

352. Заявка 54–23894 Япония, МКИ² С23С 11/14. Устройство для ионного азотирования / Кавасаки Дзюкогё К. К. – № 51–145104, заявл. 01.12.76 ; опубл. 17.08.79.
353. Заявка 57–53861 Япония, МКИ³ С23С 11/14. Способ и установка для ионного азотирования / Кавасаки Дзюкогё К. К. – № 53121113 ; заявл. 6.02.78 ; опубл. 15.11.82.
354. Заявка 61–12990 Япония, МКИ⁴ С23С 8/36. Способ и установка для ионного азотирования / Кавасаки Дзюкогё. – № 159537 ; заявл. 01.10.82 ; опубл. 11.04.86, Бюл. № 57.
355. Заявка 330702 ФРГ, МКИ⁴ С23С 11/0. Способ и установка для химико-термической обработки изделий с использованием тлеющего разряда / А. Г. Мзенштейн СССР ; заявл. 25.08.83 ; опубл. 7.03.85.
356. А.с. 774828 СССР, МКИ³ С23С 11/00. Устройство для ионного азотирования / В. Н. Блинов и др. ; опубл. в б.и. 1980, Бюл. № 40. – С. 66.
357. А.с. 1080219 СССР, МКИ³ С23С 11/14. Электрический вакуумный ввод / М. И. Чаевский, В. П. Артемьев, А. В. Калинин. – № 3362677 ; заявл. 9.12.81 ; опубл. в б.и. 1984, Бюл. № 10. – С. 197.
358. Collignon P. La nitruration ionique. Perspectives et developpement. "Techn.Mod.", 1980, 71, N 5, 41–44.
359. Заявка 54–24691 Япония, МКИ² С23С И/14. Способ и устройство для подачи газа в установке для обработки поверхности металла в тлеющем разряде / Фудзи Дэнси Когё К. К. – № 49–85821 ; заявл. 24.07.74 ; опубл. 23.08.79.
360. Использование вакуумных печей (по новому назначению) для ионного азотирования // РЖ Металлургия 15И. Металловедение и термическая обработка / ВНИИГИ. – 1987 – № 9. – С. 165–166. Реф. ст.: Adaptation des traitements ioniques dans les fours sous vide pour de nouvelles applications. Collignon M. "Reu. Prat. Met."
361. Применение программирования процессов термообработки с помощью ЭВМ // РЕ Металлургия 15И. Металловедение и термическая обработка / ВНИИГИ – 1987 – № 3. – С. 166–167. Реф. ст.: Zastosowanie komputerowirego programowania procesow obrobki cieplnej Reti T., Csech M., "Metalozn. i obrob.ciepl.", 1985, N 76–76, 31–34. (пол., рус., англ.)
362. Новиков Н. В. Численное моделирование напряженно-деформированного и предельного состояния элементов аппарата высокого давления с алмазными наковальнями / Н. В. Новиков, В. И. Левитас, С. Б. Полотняк // Сверхтвердые материалы. – 1987. – Вып. 1. – С. 3–10.
363. Стренг Г. Теория метода конечных элементов / Г. Стренг, Д. Фикс. – М. : Мир, 1976. – 464 с.

364. Зенкевич О. К. Метод конечных элементов в технике / О. К. Зенкевич. – М. : Мир, 1975. – 541 с.
365. Розенберг А. М. Расчет на прочность деформирующих элементов протяжек методом конечных элементов / А. М. Розенберг, Л. В. Лобанова, С. Б. Полотняк // Повышение эффективности протяжек. – Рига : Рижский политехн. ин-т, 1966. – С. 157–163.
366. Шейкин С. Е. Повышение эффективности деформирующего протягивания применением износостойких покрытий : автореф. дис. на соиск. науч. степени канд. техн. наук. – К., 1988. – 23 с.
367. Кузовков Е. Г. Графовая модель упругого тела. Расчет напряженно-деформированного состояния / Е. Г. Кузовков ; АН УССР Ин-т пробл. прочности. Препр. – К., 1985. – 53 с.
368. Каплун В. Г. Исследование напряженно-деформированного состояния поверхностных слоев упрочняемых деталей / В. Г. Каплун, В. Л. Марченко, Ю. И. Шалапко // Машиностроение. – 1989. – № 11. – С. 7–10.
369. Лахтин Ю. М. Моделирование управления диффузионным насыщением в процессе азотирования в фазе / Ю. М. Лахтин, Я. Д. Коган, А. М. Васильковский, А. А. Булгач // Тр. МАДИ. – 1979. – Вып. 174.
370. Лыков А. В. Теория теплопроводности / А. В. Лыков. – М. : Высшая школа, 1971. – 365 с.
371. Красовский Г. И. Планирование эксперимента / Г. И. Красовский, Г. Ф. Филаретов. – Минск : Изд. БГУ, 1982. – 302 с.
372. Прокопенко А. В. Методика испытаний компрессорных лопаток ГТД на усталость в коррозионной среде / А. В. Прокопенко, В. Н. Торгов // Проблемы прочности. – 1980. – № 4. – С. 107–109.
373. Ткачев В. И. Машина ИП–2 для испытаний металлов на малоцикловую усталость в жидких средах / В. И. Ткачев, Ю. И. Бабей // Физико-химическая механика материалов. – 1966. – № 2. – С. 228–229.
374. Тейлор Д. Введение в теорию ошибок / Тейлор Д. ; пер. с англ. – М. : Мир, 1965. – 272 с.
375. Белый В. И. Применение потенциостатического метода при эрозионном изнашивании металлов / В. И. Белый, А. И. Некоз // Пробл. трения изнашивания : респ. межвед. научн.-техн. сборник. – Вып. 11. – К., 1977. – С. 44–45.
376. Цыгулев О. В. Методы повышения долговечности элементов конструкций многофункциональными упрочняющими покрытиями : автореф. дис. на соиск. науч. степени д-ра техн. наук / О. В. Цыгулев. – К., 1989. – 32 с.
377. Миняев В. Я. Технологические аспекты и выбор толщины упрочняемых слоев при локальных методах обработки инструмента /

В. Я. Миняев, П. Н. Белкин, Л. А. Медведовская // Электронная обработка металлов. – 1987. – № 1. – С. 21–23.

378. Лахтин Ю. М. Перспективные процессы азотирования в СССР и за рубежом / Ю. М. Лахтин, Я. Д. Коган. – М. : НИИИнформтяжмаш, 1977. – 124 с.

379. О растворимости азота в легированном феррите / А. В. Белоцкий, О. Г. Пахоренко, В. Г. Перляков и др. // Укр. физич. журнал. – 1968. – Т. XIII. – № 10. – С. 1749–1751.

380. Фукс М. Я. Шкала для количественного определения фаз в азотированном слое рентгеновским методом / М. Я. Фукс, Э. В. Аронсон // Заводская лаборатория. – 1954. – № 8. – С. 944.

381. Исследование остаточных напряжений в азотированной стали 38ХМЮА / В. Г. Каплун, А. Е. Рудык, Н. А. Сологуб и др. // Электронная обработка металлов. – 1986. – № 5. – С. 35–37.

382. Каплун В. Г. Исследование остаточных напряжений в стали 45Х после ионного азотирования / В. Г. Каплун, А. Е. Рудык // Лазерная, термическая и химико-термическая обработка в машиностроении : сб. научн. трудов. – М. : МАДИ, 1987. – С. 109–112.

383. Каплун В. Г. Исследование остаточных напряжений в углеродистых сталях после ионного азотирования / В. Г. Каплун, А. Е. Рудык // Деп. в ВНИИТИ. – 24.06.85, № 4489–85. – 4 с.

384. Улиг Г. Коррозия металлов / Г. Улиг // Металлургия. – 1968. – 308 с.

385. Сологуб Н. А. Износостойкость азотированной стали 45Х в кислой среде / Н. А. Сологуб, В. Г. Каплун, А. Е. Рудык // Пробл. трения и изнашивания : респ. межвед. науч.-техн. сборник. – Вып. 26. – К., 1984. – С. 29–32.

386. Каплун В. Г. Влияние режимов ионного азотирования на износостойкость стали 45Х в кислой среде / В. Г. Каплун, А. Е. Рудык, С. А. Манзюк // Пробл. трения и изнашивания ; респ. межвед. науч.-техн. сборник. – Вып. 26. – К., 1984. – С. 29–32.

387. Рудык А. Е. Износостойкость азотированной стали 45Х и чугуна СЧ18 в дистиллированной воде / А. Е. Рудык, В. Г. Каплун // Пробл. трения и изнашивания ; респ. межвед. науч.-техн. сборник. – Вып. 27. – К., 1985. – С. 40–43.

388. Каплун В. Г. Зависимость износостойкости и коррозионной стойкости стали 45Х в щелочной среде от параметров ионного азотирования / В. Г. Каплун, Н. А. Сологуб, А. Е. Рудык // Пробл. трения и изнашивания : респ. межвед. науч.-техн. сборник. – Вып. 31. – К., 1987. – С. 62–66.

389. Каплун В. Г. Коррозионная стойкость стали 45Х, азотированной в тлеющем разряде / В. Г. Каплун, Я. Н. Гладкий, А. Е. Рудык // Защитные покрытия на металлах. – Вып. 21. – 1987. – С. 75–77.

390. Влияние ионного азотирования на кавитационно-эрозионную стойкость конструкционных сталей в солевых растворах / А. И. Некоз, В. Г. Каплун, М. С. Стечишин, А. И. Сологуб // Дробл. трения и изнашивания : респ. межвед. науч.-техн. сборник. – К., 1984. – С. 36–39.

391. Осипов В. В. Исследование поверхности разрушения при кавитационно-эрозийном воздействии с помощью сканирующего электронного микроскопа / В. В. Осипов, Ю. Г. Векслер, В. М. Блинов // Терм. обраб. и физика металлов. – Вып. 32. – С. 149–143.

392. А.с. 1439469 СССР, МКИ⁴ G01 № 3/56. Машина трения / Л. И. Бершадский, В. Г. Каплун, В. Е. Горбаневский, В. И. Гудзь, А. И. Тюльченко. – № 4255201/25–28 ; заявл. 10.04.67. Бюл. № 43. – С. 179.

393. Башнин Ю. А. Влияние химико-термической обработки на износостойкость конструкционных сталей / Ю. А. Башнин, И. М. Руккина, В. Г. Каплун и др. // Металловедение и термообработка металлов. – 1986. – № 6. – С. 20–23.

394. Установка для исследования износостойкости неконтактных пар трения, работающих в среде расплавленных пластмасс / В. Г. Каплун, В. Д. Леськив, Л. А. Силина, В. Н. Гладкова. – Хмельницкий, 1982. – 4 с. (Информ. листок о научно-технич. достижении / Хмельницкий, ЦНТИ; № 8209).

395. Сологуб Н. А. Износостойкость стали 45 в кислой среде / Н. А. Сологуб, В. Г. Каплун, А. Е. Рудык // Пробл. трения и изнашивания : респб. межвед. научн.-техн. сборник. – Вып. 25. – К., 1984. – С. 32–36.

396. Сологуб Н. А. Корреляционные связи между свойствами азотированной стали / Н. А. Сологуб, В. Г. Каплун, А. Е. Рудык // Пробл. трения и изнашивания : респ. межвед. науч.-техн. сборник. – Вып. 30. – К., 1986. – С. 38–41.

397. Сологуб Н. А. Планирование эксперимента при изучении процесса ионного азотирования стали 45X / Н. А. Сологуб, В. Г. Каплун, А. Е. Рудык // Пробл. трения и изнашивания : респ. межвед. науч.-техн. сборник. – Вып. 29. – К., 1986. – С. 33–36.

398. Каплун В. Г. Износостойкость азотированной стали 45X в растворе лимонной кислоты / В. Г. Каплун, А. Е. Рудык // Пробл. трения и изнашивания : респ. межвед. науч.-техн. сборник. – Вып. 28. – К., 1985. – С. 69–74.

399. Миличенко С. Л. Измерение электродных потенциалов при удалении пассивационных пленок / С. Л. Миличенко, Е. Н. Матвейшин, Л. М. Карпунов // Физ.-хим. механика материалов. – 1972. – № 3, т.8. – С. 15–17.

400. Влияние кислорода на коррозионно-механическое изнашивание в коррозионно-активных средах / В. Г. Каплун, Н. А. Соло-

губ, А. Е. Рудык, М. С. Стечишин // Пробл. трения и изнашивания : респ. межвед. сборник. – Вып. 33. – К., 1988. – С. 62–66.

401. Каплун В. Г. Дослідження зносостійкості пар тертя в середовищі склонаповнених пластмас / В. Г. Каплун, П. В. Матвіїшин // Проблеми трибології – Problems of Tribology. – 2009. – № 4. – С. 80–84.

402. Каплун В. Г. Дослідження зносостійкості пари тертя метал-полімер / В. Г. Каплун, А. В. Паршенко // Новітні технології в текстильній промисловості : міжнар. наук. конференція. – Хмельницький, 2012. – С. 187–188.

403. Каплун В. Г. Перспективы применения ионного азотирования для повышения износостойкости пар трения в агрессивных средах / В. Г. Каплун // Перспективы повышения ресурса и надежности эксплуатации пар трения, смазывающихся рабочими средами : сб. науч. трудов. – К. : ИСМ АН УССР, 1987. – С. 74–79.

404. Влияние ионного азотирования на износостойкость стали 38ХМЮА / Ю. М. Лахтин, Я. Д. Коган, В. Н. Шапошников, В. Г. Каплун и др. – М., 1976. – С. 8–14. – (Реф. сб. “Технология машиностроения для легкой и пищевой промышленности и бытовых приборов”).

405. Ческис Б. И. Влияние регулируемых процессов ионного азотирования на свойства серого и высокопрочного чугунов / Б. И. Ческис, В. Г. Каплун // Новые методы химико-термической обработки в машиностроении : сб. научн. трудов. – М. : МАДИ. – С. 69–73.

406. Сопротивление контактной усталости нитрозакаленной стали ШХ15 при действии водосодержащей жидкости / О. В. Зайцев, В. Г. Каплун, С. В. Ивашук, П. Е. Филошин // Физико-химическая механика материалов. – 1989. – № 2. – С. 68–74.

407. Пинегин С. В. Трение качения в машинах и приборах / С. В. Пинегин. – М. : Машиностроение, 1976. – 268 с.

408. Сприжевский А. И. Подшипники качения / А. И. Сприжевский. – М. : Машиностроение, 1968. – 632 с.

409. Караулов А. К. Исследование структурных условий антифрикционности и разработка подшипниковых сплавов на основе алюминия : автореф. дис. на соиск. науч. степени канд. техн. наук / А. К. Караулов. – Ташкент, 1973. – 23 с.

410. Применение ЭВМ для решения некоторых задач системного анализа / В. П. Ройзман, Л. Д. Вайнгортин, М. И. Хавкин, Р. В. Гудич // Вычислительная техника и моделирование в народном хозяйстве : сб. науч. тр. АН УССР. – К. : Наук.думка, 1985. – С. 38–41.

411. Ахназарова С. Л. Оптимизация эксперимента в химии и химической технологии / С. Л. Ахназарова, В. В. Кафаров. – М. : Высшая школа, 1978. – 318 с.

412. Влияние параметров ионного азотирования на выносливость стали 45X в кислой среде / В. Г. Каплун, А. Е. Рудык, Я. Н. Гладкий, М. С. Стечишин // Физико-химическая механика материалов. – К. : Наук. думка, 1986. – № 5. – С. 101–103.

413. Каплун В. Г. Влияние ионного азотирования на сопротивление усталости стали 20 при изгибе / В. Г. Каплун, А. В. Капинос, Ю. И. Бабей // Физико-химическая механика материалов. – К. : Наук. думка, 1988. – № 5. – С. 108–109.

414. Каплун В. Г. Оптимизация технологии ионного азотирования в безводородных средах по параметрам прочности / В. Г. Каплун, Н. Ф. Семенюк, А. В. Паршенко // Управление триботехническими и прочностными свойствами механических систем : сб. науч. тр. ХТИ. – К. : УМК ВО, 1990. – С. 184–190.

415. Исследование и разработка метода, обеспечивающего улучшение условий труда рабочих и создание установки для повышения износостойкости деревообрабатывающего инструмента и деталей, применяемых при ремонте бытовой техники : отчет по НИР/Минвуз УССР. ХТИБО ; рук. В. Г. Каплун. – Шифр темы 18–80 ; № ГР 80070075 ; Инв. № 0284.0069968. – Хмельницкий, 1980. – 93 с.

416. Установка для азотирования инструмента и деталей машин в тлеющем разряде / В. Г. Каплун, Л. А. Силина, А. В. Паршенко, Н. В. Дукьянюк – Хмельницкий, 1985. – 4 с. – (Информ. листок о науч.-техн. достижении Хмельницкий, ДНТИ ; № 85–10).

417. Исследование и модернизация установки СНВЭ 13.1/16 ИЗ с целью применения для ионного азотирования : отчет по НИР/Минвуз УССР. ХТИБО ; рук. В. Г. Каплун. – Шифр темы 2–87 ; № ГР 01870014955 ; Инв. № 0289.0026789. – Хмельницкий, 1988. – 117 с.

418. Разработка рабочего проекта установки ионного азотирования для изготовления на опытном заводе НИИТМАШа и исследование с ее применением типового техпроцесса: Отчет по НИР/Минвуз УССР. ХТИБО ; рук. В. Г. Каплун. – Шифр темы 17–85 ; № ГР 01850028019 ; Инв. № 0287.0036990. – Хмельницкий, 1986. – 119 с.

419. Исследование и разработка технологии и оборудования для ионного азотирования : отчет по НИР / Минвуз УССР. ХТИБО ; рук. В. Г. Каплун. – Шифр темы 8–84 ; № ГР 01840021210 ; Инв. № 0286.0113663. – Хмельницкий, 1985. – 176 с.

420. А. с. 1693117. С23 С8/24. Установка ионного азотирования в вакууме / В. Г. Каплун, И. М. Пастух, Л. А. Силина, В. Д. Леськив, Б. А. Ляшенко, О. В. Цыгулев. – Оpubл. 1991, Бюл. № 23.

421. Каплун В. Г. Інженерія властивостей поверхневих шарів зубчатих коліс / В. Г. Каплун, П. В. Каплун // Машиностроение и техно-

сфера XXI века : сб. тр. XIV междунар. науч.-техн. конференції. – Донецк, 2007. – Т. 2. – С. 117–122.

422. Каплун В. Г. Дослідження зносостійості пар тертя в середовищі склонаповнених пластмас / В. Г. Каплун, П. В. Матвійшин // Проблеми трибології – Problems of Tribology. – 2009. – № 4. – С. 80–84.

423. Каплун В. Г. Ионно-плазменные технологии и оборудование для диффузионного упрочнения деталей машин, инструмента и оснастки / В. Г. Каплун, И. М. Пастух // Проблемы трибологии. – 1997. – № 2. – С. 96–102.

424. Разработка установки и технологии азотирования деталей станков-автоматов в тлеющем разряде : отчет по НИР/Минвуз УССР. ХТИБО ; рук. В. Г. Каплун. – Шифр темы 10–79 ; № ГР79016405 Инв. № Б933324. – Хмельницкий, 1960.

425. Каплун В. Г. Технологія поверхневого зміцнення методом керованої плазмової дифузії в газовому антикрихкісному середовищі / В. Г. Каплун, І. М. Пастух // Проблеми сучасного машинобудування : зб. пр. ТУП. – Хмельницький, 1996. – С. 111–113.

426. Каплун В. Г. Повышение надежности и долговечности конструкционных элементов упрочнением поверхности диффузионным ионно-плазменным методом / В. Г. Каплун, И. М. Пастух // Надійність машин та прогнозування її ресурсу : доп. міжнар. наук.-техн. конференції (20–22 сентября 2000 р., Івано-Франківськ). – С. 435–444.

427. Каплун В. Г. Прогресивні методи зміцнення деталей машин та інструментів / В. Г. Каплун, П. В. Каплун, Е. А. Урбанюк // Проблеми трибології. – Хмельницький, 1998. – № 4. – С. 131–135.

428. Упрочнение в тлеющем разряде деталей топливной аппаратуры / В. Г. Каплун, В. Е. Горбаневский, В. И. Гудзь, А.В. Паршенко // Надежность и долговечность машин и сооружений. – 1990. – Вып. 18. – С. 86–89.

429. Ионное азотирование сопел литевых машин для переработки пластмасс / В. Г. Каплун, И. М. Пастух, М. С. Стечишин, А. В. Паршенко // Прогрессивные технологии упрочнения деталей машин и инструмента с применением источников высокой концентрации энергии : тез. док. науч.-техн. конференции. – Пенза, 1986. – С. 76–77.

430. Исследование долговечности азотированных в тлеющем разряде защитных втулок насосов СОТ / В. Г. Каплун, Н. А. Сологуб, А. Е. Рудык, В. А. Куликов // Сахарная промышленность. – 1987. – № 2. – С. 40–42.

431. Разработка технологических режимов упрочнения деталей топливной аппаратуры в тлеющем разряде : отчет по НИР / Минвуз УССР. ХТИБО ; рук. В. Г. Каплун – Шифр темы 5–86 ; № ГР 01860089913, Инв. № 92880042258. – Хмельницкий, 1987. – 95 с.

432. Каплун В. Г. Підвищення зносостійкості деталей машин в середовищі розплаву пластмас / В. Г. Каплун, П. В. Матвіїшин // Машиностроение и техносфера XXI века : сб. тр. XVII міжнар. наук.-техн. конференції. – Донецьк, 2010. – Т. 2. – С. 3–7.

433. Каплун В. Г. Химико-термическая обработка деталей сельхозмашин, испытывающих циклические знакопеременные нагрузки / В. Г. Каплун, А. Е. Рудык, М. С. Стечишин // Технология и оборудование для новых прогрессивных методов химико-термической обработки деталей тракторов и сельхозмашин : тез. докл. Всесоюз. науч.-техн. семинара. – Волгоград, 1988. – С. 19–20.

434. Каплун В. Г. Особенности формирования диффузионных слоев при ионном азотировании в безводородных средах / В. Г. Каплун // Вісник Технологічного університету Поділля. – Хмельницький, 2003. – Ч. 1, т. 2. – С. 17–21.

435. Исследование и разработка технологии азотирования штампов и инструментов в тлеющем разряде : отчет по НИР/Минвуз УССР, ХТИБО ; рук. В. Г. Каплун. – Шифр темы 2–83 ; № ГР 01830024239, Инв. № 02860099665. – Хмельницький, 1984. – 84 с.

436. Каплун В. Г. Зміцнення робочих поверхонь деталей, інструменту і оснащення іонним азотуванням в безводневих середовищах / В. Г. Каплун, Є. А. Урбанюк // Машиностроение и техносфера XXI века : сб. тр. XI междунар. науч.-техн. конференции. – Донецьк, 2004. – Т. 3. – С. 253–258.

437. Каплун В. Г. Упрочнение дисковых пил азотированием в тлеющем разряде / В. Г. Каплун, И. М. Пастух, Е. А. Урбанюк // Новые материалы и технологии термической обработки металлов : тез. докл. Всесоюз. науч.-техн. конференции, (Киев 10–12 октяб. 1985 г.). – М., 1985. – С. 121–122.

438. Каплун В. Г. Зміцнення деталей машин та інструменту методами висококонцентрованих енергій / В. Г. Каплун, Є. А. Урбанюк, П. В. Каплун // Наук. вісн. Лісовий комплекс напередодні XXI століття: освіта, наука, виробництво : зб. наук. праць. – Л. : УкрДАТУ, 1999. – Вип. 9.6. – С. 153–158.

439. Каплун В. Г. Технології та обладнання для дифузійного зміцнення різального інструменту в плазмі тліючого розряду в безводневих середовищах / В. Г. Каплун, І. М. Пастух, М. Є. Скиба // 10-й міжнар. симпозиум українських інженерів-механіків (Львів, 25–27 травня 2011). – Л., 2011. – С. 283–285.

440. Каплун В. Г. Повышение долговечности деталей машин азотирование в плазме тлеющего разряда в безводородных насыщающих средах / В. Г. Каплун, П. В. Каплун // Вісник двигунобудування. – Запоріжжя : ОАО “Мотор Січ”, 2004. – № 3. – С. 73–76.

441. Упрочнение штампов в тлеющем разряде / В. Г. Каплун, И. М. Пастух, Ю. Ф. Добжанский, А. В. Паршенко // *Металловедение и термическая обработка сталей со специальными свойствами* : тез. докл. респ. науч.-техн. конференции. – Краматорск, 1985. – С. 43.
442. Упрочнение вырубных штапов методом ионного азотирования / В. Г. Каплун, И. М. Пастух, Л. А. Силина, Ю. Ф. Добжанский // *Новые материалы и технологии термической обработки металлов* : тез. докл. Всесоюз. науч.-техн. конференции (Киев, октяб. 1985 г.). – М., 1985. – С. 171–172.
443. Ищук В. И. Исследование износостойкости режущего лезвия резаков для вырубаания низа обуви / В. И. Ищук, В. Г. Каплун, Н. В. Лукьянюк // *Технология легкой промышленности*. – 1986. – № 6/1741. – С. 57–58.
444. А.с. 1491042 АІ СССР, МКИ⁴ С23С 14/48. Способ получения бугристых покрытий / В. Г. Каплун, О. В. Дыгулев, Б. А. Ляшенко, Р. И. Силин, А. В. Паршенко / *Приоритет 15.10.86* (Публ. не подлежит).
445. А.с. 1506932 СССР, МКИ⁴ С23С 14/32. Способ нанесения износостойких покрытий в вакууме / В. Г. Каплун, О. В. Дыгулев, Б. А. Ляшенко, А. М. Каратеев, А. В. Паршенко, И. М. Пастух / *Приоритет 27.04.87* (Публ. не подлежит).
446. Каплун В. Г. Пути повышения износостойкости и долговечности конструктивных элементов при действии циклических контактных напряжений / В. Г. Каплун, П. В. Каплун, К. А. Паршенко // *Прогрессивные технологии и системы в машиностроении* : Междунар. сб. науч. трудов. – Донецк : ДНТУ, 2005. – Вып. 30. – С. 97–104.
447. Каплун В. Г. Плазменно-диффузионные процессы модификации поверхности металлов: технология и оборудование / В. Г. Каплун, И. М. Пастух // *Оборудование и технологии термической обработки металлов и сплавов в машиностроении* : тр. науч.-практ. симпозиума. – Х., 2000. – С. 145–154.
448. Каплун В. Г. Енерго і ресурсозберігальна екологічно чиста технологія та обладнання для зміцнення деталей машин / В. Г. Каплун, І. М. Пастух // *Машинознавство*. – 2002. – № 2. – С. 49–51.
449. Упрочнение поверхности металлов покрытиями дискретной структуры с повышенной адгезионной и когезионной стойкостью / Б. А. Ляшенко, Ю. А. Кузёма, М. С. Дигам, О. В. Цыгулев // *АН УССР. Институт проблем прочности*. – Препр. – К., 1984. – 48 с.
450. Шеривкер С. Ю. Разработка принципов создания напыленных протекторных покрытий для защиты от коррозии теплообменной аппаратуры из углеродистых сталей : автореф. дис. на соиск. науч. степени д-ра техн. наук / С. Ю. Шеривкер. – К., 1988. – 38 с.

451. Goward C. W. Protecting coatings for high temperature gas turbine alloys a review of the state of technology / C. W. Goward // Surface Eng.: Surface Modif. Mater. Proc. NATO Adv. Study Inst., Les Ares, July 3–15, 1983. – Dordrecht e.a. – 1984. – P. 408–426.

452. Соколов А. Д. Разработка способов нанесения износостойких и коррозионно-стойких покрытий на основе хрома и методов упрочняющей обработки поверхности материалов цилиндрической группы ДВС : автореф. дис. ... докт. техн. наук / А. Д. Соколов. – К., 1989. – 37 с.

453. А.с. 1687645 А1 С23 С8/12. Способ азотирования стальных изделий / В. Г. Каплун, А. М. Каратеев, И. М. Пастух и др. Принято 18.04.90.

СОДЕРЖАНИЕ

| | |
|-----------------------|---|
| Введение | 3 |
|-----------------------|---|

Глава 1.

Состояние науки о поверхностной прочности и разрушении тел с упрочняющими защитными покрытиями

| | |
|--|----|
| 1.1. Общие сведения о покрытиях и их особенностях как объекте исследований | 7 |
| 1.2. Влияние покрытий на механические свойства материалов | 10 |
| 1.3. Факторы, влияющие на прочность и долговечность композиции “основа–покрытие” | 12 |
| 1.4. Методы и способы нанесения покрытий, их классификация, достоинства и недостатки | 20 |
| 1.5. Интенсификация процессов формирования покрытий химико-термическими методами | 28 |
| 1.6. Азотирование в тлеющем разряде (ионное азотирование) | 33 |
| 1.6.1 Сущность процесса ионного азотирования и его преимущества ... | 34 |
| 1.6.2. Особенности формирования диффузионного слоя при ионном азотировании | 35 |
| 1.6.3. Технология получения азотированных слоев и их свойства..... | 37 |
| 1.6.4. Физико-механические характеристики металлов и конструкционных элементов, упрочненных ионным азотированием | 40 |
| 1.6.5. Оборудование для ионного азотирования и тенденции его развития.... | 44 |
| Выводы по главе | 50 |

Глава 2.

Исследование процесса получения диффузионных покрытий методом ионного азотирования в безводородных средах

| | |
|--|----|
| 2.1. Особенности формирования диффузионного слоя при ионном азотировании в безводородных средах | 54 |
|--|----|

| | |
|--|-----|
| 2.2. Зависимость физико-механических характеристик, структуры, фазового и химического составов азотированного слоя от основных параметров технологического процесса..... | 63 |
| 2.3. Исследование остаточных напряжений в азотированном слое..... | 84 |
| 2.4. Моделирование управления диффузионным процессом при термоактивировании деталей с азотированным слоем..... | 89 |
| 2.4.1. Общая постановка задачи | 89 |
| 2.4.2. Распределение температуры по глубине азотированного слоя..... | 90 |
| 2.4.3. Перераспределение концентрации азота в азотированном слое при термоактивировании | 95 |
| 2.5. Исследование перераспределения азота, изменений фазового состава и микротвердости в азотированном слое при термоактивировании и нитрозакалке | 98 |
| Выводы по главе | 105 |

Глава 3.

Теоретические исследования путей повышения прочности и долговечности элементов конструкций с диффузионными покрытиями

| | |
|--|-----|
| 3.1. Исследование напряженно-деформированного состояния в композиции “диффузионное покрытие–основа” численными методами..... | 107 |
| 3.2. Постановка краевой задачи и разработка модели элементов конструкций с диффузионным покрытием | 108 |
| 3.3. Краевая задача контактного нагружения пластины с диффузионным покрытием | 111 |
| 3.4. Изгиб пластины конечных размеров с двухсторонним диффузионным покрытием | 119 |
| 3.5. Растяжение пластины с двухсторонним диффузионным покрытием... .. | 123 |
| Выводы по главе | 137 |

Глава 4.

Исследование физико-механических, электрохимических и износостойких характеристик азотированных сталей

| | |
|---|-----|
| 4.1. Исследование прочности и пластичности при растяжении | 129 |
| 4.2. Исследование усталости при изгибе | 140 |
| 4.2.1. Исследование многоциклового усталости..... | 140 |
| 4.2.2. Исследование малоциклового усталости..... | 145 |
| 4.3. Исследование фреттинг-усталости..... | 150 |
| 4.4. Исследование коррозионной стойкости азотированных слоев..... | 153 |
| 4.5. Исследование кавитационно-эрозионной стойкости..... | 161 |

| | |
|--|-----|
| 4.6. Исследование износостойкости азотированных сталей при трении скольжения | 163 |
| 4.6.1. Износостойкость в коррозионно-активных средах | 164 |
| 4.6.2. Износостойкость в абразивной химически активной среде | 175 |
| 4.6.3. Износостойкость азотированных сталей в масле | 180 |
| 4.7. Исследование износостойкости при трении качения | 187 |
| 4.8. Влияние концентрации азота в азотированном слое на интенсивность изнашивания при трении | 197 |
| Выводы по главе | 200 |

Глава 5.

Оптимизация технологии ионного азотирования в безводородных средах по параметрам прочности и долговечности

| | |
|--|-----|
| 5.1. Обоснование выбора параметров оптимизации и постановка задачи | 203 |
| 5.2. Методика оптимизации технологических параметров процесса ионного азотирования | 207 |
| 5.3. Результаты оптимизации технологии ионного азотирования по экспериментальным данным испытаний на растяжение, усталость, фреттинг-усталость и износ | 212 |
| Выводы по главе | 225 |

Глава 6.

Разработка оборудования для осуществления технологических режимов ионного азотирования в безводородных средах

| | |
|---|-----|
| 6.1. Описание конструкционных особенностей и принципа действия экспериментальной установки ионного азотирования | 227 |
| 6.2. Установки для промышленного внедрения и их технико-экономические показатели | 231 |
| 6.2.1. Необходимость создания и структурные особенности оборудования для ионного азотирования в безводородных средах | 231 |
| 6.2.2. Конструкционные особенности и технические характеристики установок для ионного азотирования в безводородных средах | 233 |
| 6.3. Устройство газоприготовления СГ-2 | 238 |
| 6.4. Контроллер процесса ионного азотирования | 241 |
| 6.5. Направление развития установок для ионного азотирования | 245 |

Глава 7.
Промышленные испытания
разработанных технологий поверхностного упрочнений
в тлеющем разряде в безводородных средах

| | |
|--|------------|
| 7.1. Испытания деталей машин и оборудования в различных эксплуатационных условиях | 249 |
| 7.2. Испытания режущего инструмента..... | 256 |
| 7.3. Испытания штампов | 262 |
| 7.4. Испытания технологической оснастки, пресс- и лит-форм | 265 |
| 7.5. Испытания дискретных и комбинированных покрытий, полученных с применением ионного азотирования | 267 |
| 7.6. Новые способы азотирования с применением органических азотсодержащих соединений | 270 |
| 7.7. Экономика и внедрение технологического процесса и оборудования в промышленность | 273 |
| Общие выводы | 278 |
| Литература..... | 280 |

Научное издание

*Каплун Виталий Григорьевич,
Каплун Павел Витальевич*

ИОННОЕ АЗОТИРОВАНИЕ В БЕЗВОДОРОДНЫХ СРЕДАХ

Монография

Наукове видання

*Каплун Віталій Григорович,
Каплун Павло Віталійович*

ИОННЕ АЗОТУВАННЯ У БЕЗВОДНЕВИХ СЕРЕДОВИЩАХ

Монографія

Російською мовою

ст. 504 335, ф-л – 81

Відповідальний за випуск: *В. С. Яремчук*

Художнє оформлення обкладинки: *О. С. Ванчурова*

Комп'ютерна верстка: *О. В. Чопенко*

Підписано до друку 25.06.2015.

Формат 30×42/2. Папір офс. Гарн. Times New Roman.

Друк різнографією. Ум. друк. арк. – 20,77. Обл.-вид. арк. – 15,43.

Тираж 100. Зам. № 120/15

Віддруковано в редакційно-видавничому центрі ХНУ.

29016, м. Хмельницький, вул. Інститутська, 7/1.

Свідोцтво про внесення в Державний реєстр,

серія ДК № 4489 від 18.02.2013 р.