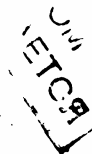


1557/323

На правах рукописи



ГЕРАСИМОВ СЕРГЕЙ АЛЕКСЕЕВИЧ

**Научные основы разработки технологических
процессов азотирования конст. уktionных легированных
сталей, обеспечивающих повышение работоспособности
изнашивающихся сопряжений машин**

Специальность 05.02.01 - Материаловедение в машиностроении

А В Т О Р Е Ф Е Р А Т
диссертации на соискание ученой степени
доктора технических наук

Москва - 1997 г.

Работа выполнена в Московском государственном техническом
университете имени Н.Э. Баумана

Официальные оппоненты: доктор технических наук, профессор
Ковнеристый Ю. К.
доктор технических наук, профессор
Зинченко В. М.
доктор технических наук
Куксенова Л. И.

Ведущая организация: НПО "Салют"

Защита диссертации состоится "18" июля 1997 г.
на заседании диссертационного совета Д 053.15.05 при Московском
государственном по
адресу: 107005,

Ваш отзыв те-
чатью, просим
С диссерт им.
Н.Э. Баумана.

Телефон

Автореф

Ученый се
специализирова
кандидат техн
доцент

1554323

Подписано к п
Заказ № 109

ОБЩАЯ ХАРАКТЕРИСТИКА РАБОТЫ

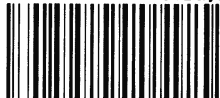
Актуальность проблемы. Ресурс работы различных видов машин и механизмов в значительной степени определяется способностью сопряженных пар трения сопротивляться изнашиванию. Статистический анализ показывает, что 85...90 % всех машин выходит из строя в результате изнашивания поверхностей отдельных деталей. Наиболее распространенными видами изнашивания являются абразивное и под действием контактной усталости.

Среди различных способов повышения сопротивляемости изнашиванию (износостойкости) основными являются цементация (нитроцементация) и азотирование, причем, по сравнению с цементованными азотированные детали обладают в 1,5...4 раза более высокой износостойкостью, что объясняют более высокой твердостью азотированного слоя. В связи с этим существующая технология азотирования направлена на получение максимальной твердости слоя. Такой подход определяет режимы азотирования, выбор и разработку новых азотируемых сталей. В то же время в ряде работ, посвященных исследованию износостойкости различных материалов, отмечается, что не всегда высокая твердость поверхности обеспечивает максимальную износостойкость.

Существенным недостатком азотированных сталей является относительно низкая контактная выносливость, что связывают, главным образом, с высокой хрупкостью азотированного слоя, обусловленной, по мнению отечественных и зарубежных исследователей, с образованием по границам зерен нитридной сетки, состоящей из частиц ϵ -фазы, хотя наличие последней не имеет достаточного экспериментального подтверждения.

Кроме того, известно, что в интервале температур 500...600°C в большинстве сталей на границах зерен развиваются необратимые процессы, приводящие к охрупчиванию. Эти процессы достаточно подробно изучены на высокоотпущенных конструкционных сталях и на жаропрочных сталях после длительного теплового воздействия в течение тысяч часов. Охрупчивание же сталей при температурном воздействии в течение десятков часов, которое применяется при азотировании, практически не изучено.

По этим причинам высоконагружаемые высокоточные детали машин такие, как зубчатые колеса, подвергают цементации с обязательной финишной обработкой - зубошлифованием, которое являет-



ся трудоемкой операцией и часто приводит к образованию в поверхностном слое различных дефектов (прижогов и др).

В связи с этим повышение предела контактной выносливости азотированных сталей является актуальной задачей, так как позволит применять азотирование в качестве финишной технологической операции при изготовлении высоконагружаемых зубчатых колес. Поэтому диссертационная работа посвящена проблеме повышения износостойкости и контактной выносливости деталей машин, изготавливаемых с применением азотирования, на основе современных представлений о строении азотированных сталей.

В последние годы, особенно с применением ионного азотирования, значительно расширился ассортимент азотируемых сталей, что уменьшило значение нитралоев. В связи с этим данная работа приобретает несомненную актуальность. Она является продолжением фундаментальных исследований в теории и практике азотирования, выполненных Ю.М. Лахтиным, Б.Н. Арзамасовым, Г.Ф. Косолаповым и др., способствовавших развитию в нашей стране этого эффективного метода упрочнения, применение которого в промышленно развитых странах, по данным международного общества по термической обработке и покрытиям материалов (МОТОМ), будет непрерывно увеличиваться и к 2000 году составит 25...30 % изделий, упрочняемых химико-термической обработкой.

Цель и задачи исследования. Целью работы является разработка на научной основе технологических принципов управления структурой азотированных сталей для получения высокой износостойкости, контактной выносливости деталей машин и снижение трудоемкости их изготовления.

В работе поставлены и решены следующие задачи.

1. Изучение закономерностей изменения структуры и особенностей фазового и химического состава зернограницных областей азотированных сталей перлитного, мартенситного и аустенитного классов в зависимости от их химического состава, режимов предварительной термической обработки и азотирования.

2. Исследование влияния структуры и особенностей фазового и химического состава зернограницных областей на физико-механические свойства, износостойкость и контактную выносливость азотированных сталей.

3. Установление связи структуры с химическим составом азотируемых сталей и на этой основе выбор и разработка сталей,

обеспечивающих структуру азотированного слоя с максимальной износостойкостью и контактной выносливостью.

4. Разработка режимов и способов предварительной термической обработки и азотирования сталей, формирующих структуру диффузионного слоя и всего сечения деталей, придающую им максимальную износостойкость и контактную выносливость.

5. Промышленное опробование и внедрение разработанных технологических процессов обработки и обоснование составов сталей для изготовления азотируемых высоконагружаемых деталей машин.

Автор защищает:

1. Результаты проведенных систематических исследований структуры азотированного слоя сталей перлитного, мартенситного и аустенитного классов электронномикроскопическими, рентгеновскими и другими методами в зависимости от технологических параметров предварительной термообработки, азотирования и химического состава сталей.

2. Установленные закономерности влияния структуры на физические и механические свойства азотированных сталей различных классов.

3. Закономерности изменения износостойкости и контактной выносливости в зависимости от структуры азотированных сталей.

4. Научно обоснованные технологические процессы предварительной обработки и режимы азотирования, обеспечивающие получение структуры сталей, придающей деталям максимальную износостойкость и контактную выносливость.

5. Научное обоснование выбора химического состава сталей для изготовления высоконагружаемых высокоточных нешлифуемых зубчатых колес с контактной выносливостью, соизмеримой с выносливостью цементованных (нитроцементованных) зубчатых колес.

Научная новизна работы заключается в:

1) экспериментальном и научном развитии фундаментальных представлений о строении азотированных сталей различных классов на основе установления как общих, так и отличительных закономерностей с формированием структуры стареющих сплавов;

2) установлении основных структурных факторов, определяющих твердость, износостойкость и контактную выносливость азотированных сталей;

3) развитии принципов легирования азотируемых сталей для изготовления высоконагружаемых зубчатых колес;

4) разработке основных принципов управления структурными факторами, определяющими высокий уровень износостойкости и контактной выносливости азотированных сталей;

5) научном обосновании способов и режимов предварительной обработки и азотирования для получения структуры азотированных сталей, отвечающей максимальной износостойкости и контактной выносливости.

Практическая ценность и реализация результатов работы в промышленности. На основе исследований решена крупная научно-техническая проблема повышения ресурса работы азотированных деталей машин, эксплуатирующихся в условиях трения и контактной усталости. Предел контактной выносливости азотированных сталей увеличен в ~ 1,5 раза и имеет величину, соизмеримую с пределом контактной выносливости цементованных деталей, обработка которых отличается повышенной трудоемкостью.

Проведено обоснование выбора состава сталей для изготовления азотированных высоконагружаемых нешлифуемых зубчатых колес, на основе которого разработана новая азотируемая сталь (ТУ 0958-011-08627614-95).

Разработана технология предварительной термической обработки, обеспечивающая формирование мелкого зерна аустенита, определяющего повышенный уровень механических свойств азотированных изделий.

Установлены режимы экологически чистого процесса ионного азотирования, увеличивающие ресурс работы деталей машин, работающих в условиях изнашивания и контактной усталости.

Показано, что поверхностное пластическое деформирование (ППД) деталей машин перед азотированием, изменяющее субструктуру сталей, дополнительно повышает их контактную долговечность.

Впервые разработана и внедрена в судостроительной промышленности ("Машпроект", г. Николаев) технология изготовления высоконагружаемых азотируемых зубчатых колес для судовых редукторов из стали 16Х2НЗМФБАЮ-Ш, выбранной на основе проведенных исследований, что обеспечило получение предела контактной выносливости, соизмеримого с пределом выносливости цементованных зубчатых колес, изготовленных из стали 18Х2Н4В-Ш.

На АО НМЗ "Машзавод" (г. Н. Новгород) внедрены разработанная на основе проведенных исследований новая азотируемая сталь для изготовления высоконагружаемых зубчатых колес угольных ком-

байнов нового поколения и технология ее предварительной термической обработки и азотирования. Применение азотирования вместо цементации позволило отказаться от финишного процесса - шлифования, что снизило трудоемкость изготовления зубчатых колес на ~ 30 %. Разработанная технология передана для серийного производства высоконагружаемых зубчатых колес угольных комбайнов.

Разработана технология ускоренного азотирования деталей машин из улучшаемых легированных сталей, позволяющая сократить процесс насыщения в 2...4 раза и одновременно повысить износостойкость пар трения в 1,2...1,5 раза. Эти результаты внедрены на Московском заводе шлифовальных станков для обработки шпинделей станков из сталей 38Х2МЮА и 30Х3МВФ и Чугуевском заводе топливной аппаратуры для упрочнения плунжерных пар из стали 25Х5М.

Апробация работы. Основные результаты исследований доложены и обсуждены на 12 всесоюзных и отраслевых конференциях и совещаниях по материаловедению и проблемам повышения износостойкости деталей машин.

Публикации. Результаты выполненных исследований опубликованы в брошюре и в 32 научных публикациях.

Структура и объем работы. Диссертационная работа состоит из введения, семи глав, основных выводов и приложений; содержит 357 страниц машинописного текста, 41 таблицу, 204 рисунка, список литературы из 311 наименований и 11 страниц приложений.

В целом в работе изложены научно обоснованные технические и технологические решения, внедрение которых вносит значительный вклад в ускорение научно-технического прогресса.

СОДЕРЖАНИЕ РАБОТЫ

В первых четырех главах представлены результаты собственных исследований и анализ литературных данных о структуре азотированных промышленных и экспериментальных сталей перлитного, мартенситного и аустенитного классов, а также модельных сплавов.

В работе использованы современные методы исследования: электронная микроскопия тонкой фольги и реплик, растровая микроскопия, рентгеноструктурный анализ, Оже-спектроскопия, микро-рентгеноспектральный анализ, метод ядерного магнитного резонан-

са (ЯГР) и др., что позволило установить основные закономерности формирования структуры диффузионного слоя и всего объема детали из азотированных сталей в зависимости от их химического состава и температурно-временных параметров процесса азотирования.

Изучены форма, размеры, плотность распределения нитридных и карбидных фаз в азотированном слое и карбидных фаз в объеме стали; структурное состояние матрицы, характеризуемое диффузным рассеянием электронов около узлов матрицы, наблюдаемых на микроэлектронogramмах, и формой интерференционных линий. Особое внимание в работе уделено изучению выделений избыточных фаз на дефектах кристаллического строения (границах и субграницах зерен), распределения атомов легирующих элементов, а также углерода и азота между зернограницными областями и объемом зерна в диффузионном слое и сердцевине.

Полученные данные послужили экспериментальной и теоретической основой для разработки новых научно обоснованных технологических решений, позволяющих повысить эксплуатационные свойства азотированных деталей.

В первой главе представлены результаты экспериментальных исследований и дан анализ основных закономерностей формирования структуры азотированного слоя промышленных сталей перлитного (38Х2М0А, 40Х) и мартенситного (18Х2Н4В-Ш, 16Х2Н3МФБА0-Ш, 16Х3НМВФБ-Ш, 20Х3МВФ-Ш, 38ХН3МФА) классов.

Установлено, что Закономерности формирования структуры азотированного слоя в легированных сталях аналогичны формированию структуры при распаде пересыщенных твердых растворов. В зависимости от температурно-временных параметров при азотировании и при старении закаленных азотированных сталей образуются различные типы структур нитридных фаз, отличающиеся размерами, формой, плотностью их распределения по объему и границам зерна (рис. 1, а).

В стали 38Х2М0А в интервале температур азотирования 500...560°С (длительность процесса до 35 ч) выявлены три стадии формирования нитридной фазы:

1) при температуре ~ 500°С образуются однослойные по азоту когерентные решетки α -твердого раствора пластинчатые зародыши нитридов, параллельные плоскости {100} матрицы, вытянутые вдоль направления $\langle 100 \rangle$;

2) при температуре $\sim 540^\circ\text{C}$ - многослойные пластинчатые выделения нитридной фазы толщиной 2...5 нм с частично нарушенной когерентностью с α -фазой, имеющие кристаллическую решетку типа NaCl с периодом 0,414 нм. Соотношение ориентировок решеток нитрида и матрицы имеет вид: $(100)_\text{H} \parallel (110)_\text{M}$, $[001]_\text{H} \parallel [001]_\text{M}$, $[010]_\text{H} \parallel [110]_\text{M}$ и соответствует бейновскому соотношению ориентировок ОЦК и ГЦК структур;

3) при температуре азотирования $\sim 560^\circ\text{C}$ формируются равноосные частицы нитридов размером 7...10 нм с нарушением когерентности и бейновского соотношения ориентировок решеток нитрида и матрицы. Нитриды образуют скопления в виде тонких пластинчатых выделений, расположенных под небольшим углом друг к другу. Азотирование при температуре 620°C приводит к укрупнению частиц нитридов легирующих элементов и появлению нитридов железа (γ' -фазы), образующихся при охлаждении.

Образованию когерентных зародышей нитридной фазы (первая стадия) соответствуют максимальные твердость и уширение интерференционной линии $\beta_{(220)}$ α -фазы (рис.1, б), что связано с микрореформацией кристаллической решетки и измельчением областей когерентного рассеяния (ОКР), или блоков (рис.1, в).

Аналогичные типы строения нитридных фаз наблюдаются и в зависимости от времени азотирования и скорости нагрева до заданной температуры в легированных сталях, содержащих нитридообразующие элементы. Например, азотирование стали 38Х2М0А в течение 1...2 ч при температуре 560°C приводит к образованию когерентных зародышей нитридных частиц, в то время как за 30 ч образуются частицы с нарушенной когерентностью, соответствующие по размерам и форме третьей стадии. При медленном нагреве ($\sim 100^\circ\text{C/ч}$) в слое, расположенном непосредственно за нитридным фильмом, обнаруживаются когерентные и полукogerентные нитридные частицы, соответствующие 1 и 2 стадиям процесса, в то же время при быстром - частицы, соответствующие третьей стадии.

В сталях перлитного класса основным механизмом образования частиц нитридов является гомогенное зарождение нитридов, тогда как гетерогенное наблюдается преимущественно на межфазных границах феррит-карбид, субграницах и границах зерен.

Структура азотированных сталей мартенситного класса имеет свои особенности, связанные, главным образом, с более дефектной структурой матрицы, сохраняющей после закалки и отпуска при

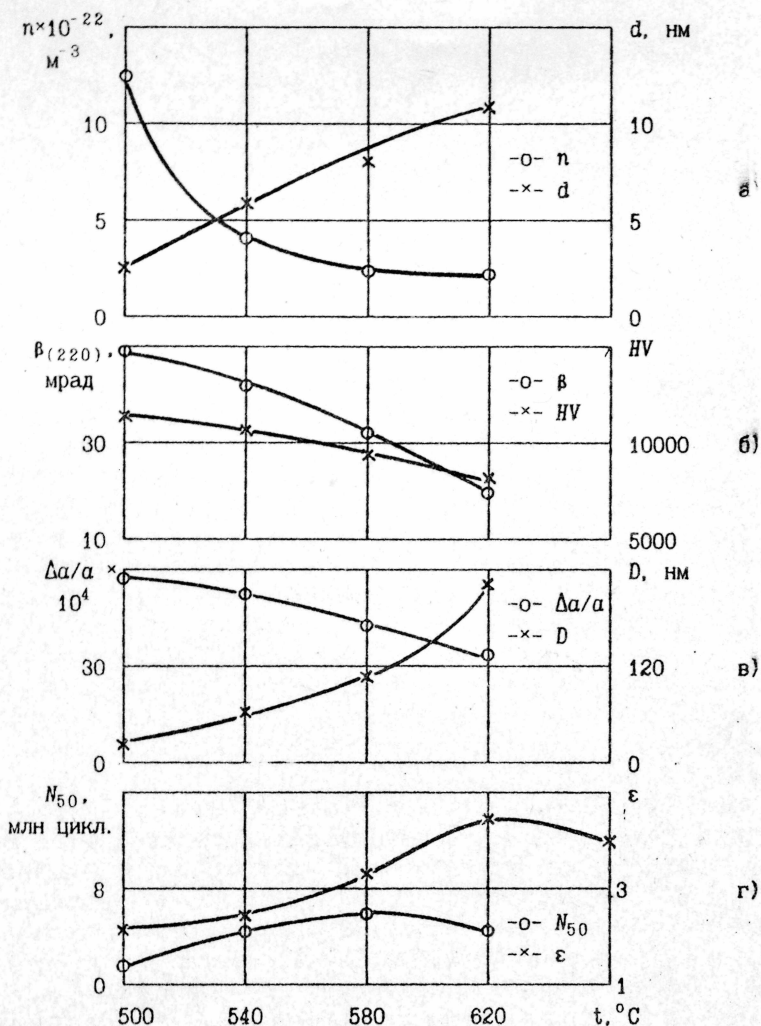


Рис.1. Влияние температуры азотирования стали 38Х2М0А на плотность распределения n и размер d нитридов (а); физическое уширение $\beta(220)$ интерференционной линии от α -фазы и твердость HV (б); микродеформацию $\Delta a/a$ и размер блоков D (в); контактную долговечность N_{50} и относительную износостойкость ϵ (г)

$t = 580 \dots 600^\circ\text{C}$ высокую плотность дислокаций и развитую субструктуру реечного мартенсита. Так, в стали 16Х2Н3МФБАЮ-Ш при низких температурах азотирования (460°C) наблюдаются одновременно когерентные зародыши нитридов одноатомной толщины в матрице и некогерентные равноосные нитридные частицы размером $2 \dots 4$ нм на дефектах кристаллического строения (рис. 2, а).

Преимущественное образование нитридных частиц на дефектах строения в меньшей степени, чем матричные, возмущает кристаллическую решетку матрицы, о чем свидетельствует меньшая ширина интерференционных линий и соответственно величина микродеформации (в 1,5 раза) и большая величина ОКР (блоков) по сравнению со сталями перлитного класса (рис. 2, б, в).

Аналогичные закономерности формирования структуры азотированного слоя наблюдаются и при старении предварительно закаленных азотированных сталей перлитного и мартенситного классов и модельных сплавов.

Закалка азотированных сталей в зависимости от их состава проводилась при температурах $850 \dots 1050^\circ\text{C}$ для полного растворения нитридов легирующих элементов в аустените. Показано, что при старении сталей перлитного класса преимущественным является гетерогенное зарождение нитридных фаз на дефектах строения мартенситной матрицы, как и в сталях мартенситного класса при их азотировании. Так, старение закаленной азотированной стали 38Х2М0А при $t = 500^\circ\text{C}$, 1 ч приводит к образованию двух групп нитридов, отличающихся структурой. Одну группу составляют когерентные дисперсные нитриды пластинчатой формы толщиной в несколько атомных слоев, выделившиеся в матрице; вторую, основную группу, - более крупные ($2 \dots 4$ нм) некогерентные частицы нитридов с плотностью распределения $3 \dots 5 \times 10^{16} \text{ м}^{-3}$, образовавшиеся на дефектах строения. Увеличение времени старения до 10 ч способствует росту нитридов (до $3 \dots 5$ нм). Старение при более высоких температурах (620°C , 1 ч) увеличивает размеры нитридов до $10 \dots 15$ нм. Физическое уширение интерференционных линий (110) и (220) α -фазы стали 38Х2М0А после старения при 500°C в $\sim 1,5$ раза меньше, чем у этой же стали, азотированной при 500°C , что свидетельствует о меньшем уровне микродеформации матрицы.

Особенностью формирования структуры при старении закаленных азотированных сталей является высокая скорость зарождения нитридов легирующих элементов (в течение $3 \dots 5$ с при $t = 500^\circ\text{C}$),

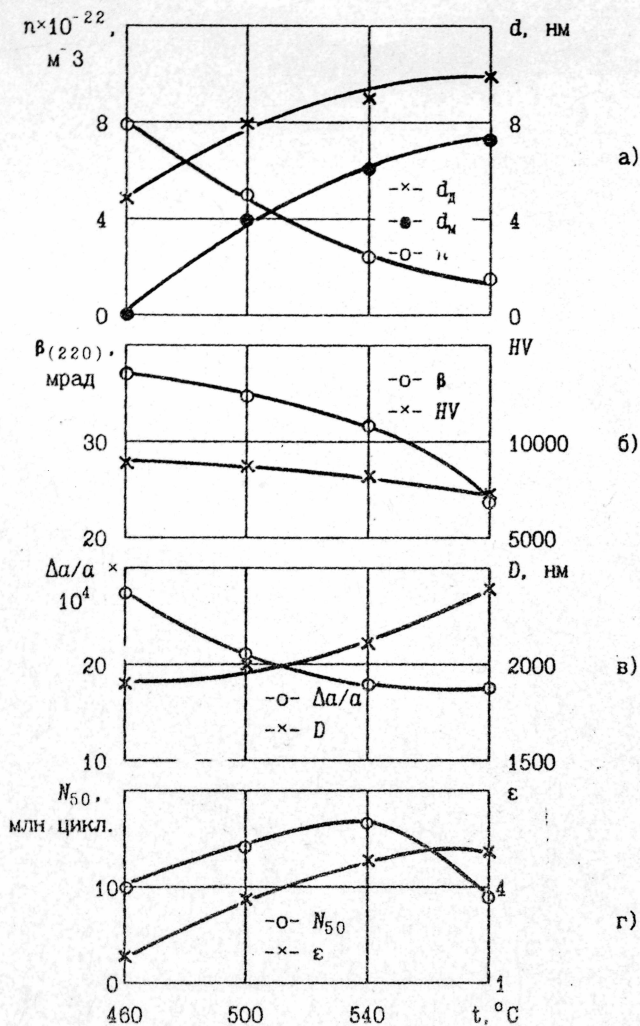


Рис. 2. Влияние температуры азотирования стали 16Х2Н3МФБАУ-Ш на плотность распределения n и размер нитридов d (а); физическое уширение $\beta(220)$ интерференционной линии от α -фазы и твердость HV (б); микродеформацию $\Delta a/a$ и размер блоков D (в); контактную долговечность N_{50} и относительную износостойкость ϵ (г)

что объясняется влиянием большого количества неравновесных вакансий, зафиксированных закалкой. Подтверждением этого служит двухступенчатое старение, первая ступень которого ($t = 300 \dots 400^\circ\text{C}$, 1 ч) приводит к стоку вакансий и, как следствие, к резкому замедлению процесса образования нитридных фаз при последующем старении при $t = 500^\circ\text{C}$, 1 ч.

Электронномикроскопическими и микродифракционными исследованиями реплик и тонкой фольги установлено, что приграничные области бывших аустенитных зерен в азотированном слое сталей перлитного и мартенситного классов имеют сложное строение. По границам располагаются выделения карбидов цементитного типа и нитридов легирующих элементов и чрезвычайно мелкие (десятые доли мкм) кристаллики феррита, в которых, как и в зернах феррита матрицы, наблюдаются дисперсные частицы нитридов легирующих элементов. При металлографических исследованиях выявленные зернограничные выделения феррита имеют вид светлых нетравящихся прожилок, которые обычно считают нитридной сеткой, состоящей из частиц δ' -фазы.

Образование зернограничных кристалликов феррита можно предположительно рассматривать как результат начала процесса рекристаллизации деформированных микрообъемов α -фазы матрицы. В пользу этой гипотезы свидетельствуют: наклеп матрицы, возникающий в результате образования нитридных частиц с большим (на $\sim 50\%$) удельным объемом, чем удельный объем α -фазы; температурно-временные параметры азотирования; формирование равноосных кристаллов и их рост вдоль границ. Электронномикроскопические и микроструктурные исследования позволяют считать, что на некотором расстоянии от поверхности (200...300 мкм) на границах зерен формируются отдельные мелкие зародыши кристаллов феррита равноосной формы, увеличивающиеся в размерах и сливающиеся в нетравящиеся светлые прожилки по мере приближения к поверхности слоя. Зернограничные кристаллы феррита в виде сетки образуются только в сталях и сплавах, содержащих нитридообразующие элементы, и отсутствуют в азотированном железе и углеродистых сталях.

В объеме азотированных деталей из сталей 38Х2МЮА и 40Х после закалки и отпуска, отвечающего режиму азотирования, также обнаружены выделения карбидов цементитного типа в виде цепочек по границам бывших аустенитных зерен, что приводит к снижению их ударной вязкости по сравнению с улучшенным состоянием.

Оже-спектроскопическими исследованиями изломов азотированного слоя стали 38Х2М0А, полученных при температуре жидкого азота, установлено повышение концентрации легирующих элементов (Al, Cr) в зернограничных областях в 1,5...2 раза относительно их среднего содержания в стали.

Таким образом, структура азотированных сталей перлитного класса отличается неоднородным распределением легирующих элементов, нитридных и карбидных фаз в слое и карбидных в сердцевины, образованием хрупких зернограничных кристаллов феррита вследствие повышенного содержания в них нитридообразующих элементов и значительной величиной микродеформации кристаллической решетки матрицы.

Для сталей мартенситного класса после их азотирования характерно более однородное распределение нитридных и карбидных частиц в азотированном слое и карбидных в объеме, что является следствием более дефектной структуры стали. Причем наиболее благоприятное их распределение наблюдается в сталях, содержащих 3...4 % Ni (16Х2Н3МФБАУ-Ш, 18Х2Н4В-Ш, 38ХН3М0А), в которых практически отсутствуют протяженные цепочки нитридных и карбидных частиц в слое и карбидных в объеме, в то время как в азотированном слое безникелевых сталей и сталей с небольшим количеством никеля (20Х3МВФ-Ш, 16Х3НМВФБ-Ш и др.) наблюдаются зернограничные выделения нитридов и цементита в слое и цементита в объеме в виде прерывистых цепочек.

Оже-спектроскопическими исследованиями поверхности изломов азотированного слоя установлено, что в никельсодержащих сталях (16Х2Н3МФБАУ-Ш) зернограничные мелкие кристаллики рекристаллизованного феррита, наблюдаемые при металлографических исследованиях в виде светлых нетравящихся прожилок (сетки), значительно обогащены никелем - в 3...5 раз больше его среднего содержания в стали, и обеднены азотом и хромом (рис.3).

Фрактографические исследования свидетельствуют о значительно меньшей хрупкости азотированного слоя стали мартенситного класса 16Х2Н3МФБАУ-Ш после ее предварительной термической обработки на твердость 36...39 HRC₂, имеющей транскристаллитный излом с ямками нормального отрыва, в отличие от стали 38Х2М0А, в которой трещина распространяется по механизму интеркристаллитного скола (по границам бывших аустенитных зерен).

Во второй главе представлены результаты исследования

структуры азотированных аустенитных сплавов, легированных небольшим количеством ($\leq 4\%$ ат.) Cr, Al, Ti, Mo, и высоколегированной стали 45X14H14B2M. Исследовалось влияние химического состава сплавов и режимов азотирования на размер, форму, распределение нитридных фаз в слое и структурное состояние матрицы.

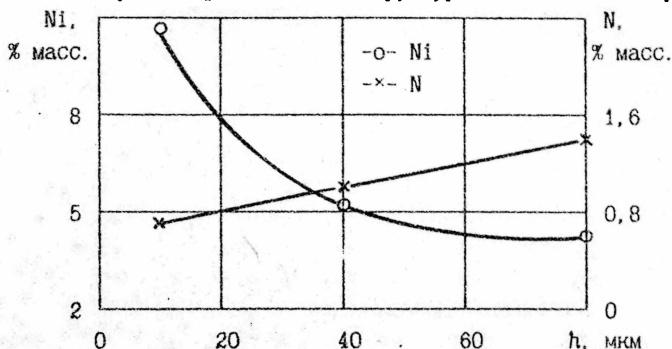


Рис. 3. Распределение никеля и азота в зернограничной области по толщине азотированного слоя (h - расстояние от поверхности азотированного слоя) стали 16X2H3MФБАУ-Ш. Режим азотирования: 500°C , 20 ч + 540°C , 40 ч

Установлены общие закономерности и особенности формирования структуры азотированного слоя упомянутых аустенитных сплавов по сравнению со сталями перлитного и мартенситного классов. В зависимости от температурно-временных параметров азотирования в сплавах Fe-Ni-Cr, Fe-Ni-Ti, Fe-Ni-Al и Fe-Ni-Cr-Al-Ti также наблюдаются три стадии формирования нитридных фаз: мелкодисперсные частицы нитридов размером < 2 нм, когерентные матрице ($t = 450^{\circ}\text{C}$); нитридные частицы размером 3...7 нм с частично нарушенной когерентностью ($t = 500...540^{\circ}\text{C}$, τ до 80 ч) и стабильные некогерентные частицы размером 7...15 нм ($t > 580^{\circ}\text{C}$). Во всех исследованных сплавах формируются нитриды с таким же типом кристаллической решетки (ГЦК), как и в сталях с α -матрицей, т.е. тип кристаллической решетки матрицы - α или γ - и природа легирующего элемента не влияют на тип кристаллической решетки образующихся нитридных выделений.

В отличие от сталей с ОЦК-матрицей в аустенитных сплавах образование нитридных фаз происходит по механизму изоморфного распада, частицы имеют равноосную форму на всех стадиях их фор-

мирования. В зависимости от температуры азотирования на микроэлектронogramмах около узлов матрицы наблюдается диффузное рассеяние двух типов: при низких температурах ($450...540^{\circ}\text{C}$) обнаружено диффузное рассеяние типа сателлитов вдоль направлений $\langle 100 \rangle$, которое связано с образованием зародышей нитридной фазы размером ~ 2 нм, полностью когерентных матрице и искажающих ее кристаллическую решетку вследствие значительного несоответствия периодов решетки. При более высоких температурах азотирования наблюдаются диффузные эффекты второго типа - в виде коротких штабов вдоль направлений, близких к $\langle 111 \rangle$ и $\langle 012 \rangle$. Эти эффекты связаны со смещениями атомов, возникающими в результате образования петель дислокаций несоответствия на границах раздела нитрид-матрица с частично нарушенной когерентностью решеток при размере нитридных частиц $2...3$ нм.

С появлением диффузного эффекта второго типа обнаружено увеличение физического уширения интерференционных линий (222) и (111), свидетельствующее о повышении микродеформации кристаллической решетки матрицы.

Исследованиями методами Мессбауэровской спектроскопии и электронной микроскопии установлено, что при низкотемпературном азотировании в состав образующихся в легированных сплавах зародышей нитридов входят и атомы железа, а с увеличением температуры азотирования происходит обогащение их атомами нитридообразующих легирующих элементов до состава моонитридов.

Рентгеновскими исследованиями выявлено более значительное, чем в сталях перлитного и мартенситного классов, увеличение периода решетки γ -фазы в азотированном слое по сравнению с исходным состоянием. Максимальное значение периода решетки γ -фазы наблюдается в сплавах, азотированных при $t = 500...540^{\circ}\text{C}$, что связано с образованием когерентных частиц нитридной фазы, имеющих значительно больший период решетки, чем матрица.

В третьей главе содержатся результаты экспериментальных исследований влияния легирующих нитридообразующих элементов и никеля на структуру азотированных сталей и сплавов с α -матрицей.

Исследовались бинарные и комплекснолегированные модельные сплавы, содержащие от 1 до 4 % ат. Cr, Mo, Al, Ti, Ni, и экспериментальные низкоуглеродистые стали мартенситного класса с содержанием никеля до 3 % (15ХЗГ1МФБ-Ш, 15ХЗН1МФБ-Ш, 15ХЗН2МФБ-Ш,

15ХЗНЗМФБ-Ш, 20ХЗНЗМФБ-Ш).

В зависимости от природы легирующего элемента и его количества в бинарных сплавах при одинаковых режимах азотирования (540°C , 35 ч) наблюдаются нитридные выделения, соответствующие разным стадиям их формирования. В сплаве $\text{Fe} + 1\% \text{Cr}$ образуются зародыши нитридов хрома; в сплаве, содержащем 4 % Cr, - некогерентные равноосные частицы размером 4...6 нм с соотношением ориентировок решеток нитрида и матрицы, соответствующим бейновскому. В сплаве $\text{Fe} + 4\% \text{Al}$ выделяются нитриды алюминия с соотношением ориентировок, отличным от бейновского, что указывает на более позднюю стадию их формирования. При комплексном легировании (сплав $\text{Fe}-\text{Cr}-\text{Mo}-\text{Al}$) образуются когерентные зародыши нитридов. Таким образом, стадия формирования этих нитридов зависит от типа и концентрации легирующего элемента, что определяет диффузионную подвижность его атомов.

Нитриды в азотированных сталях независимо от природы легирующего элемента в условиях, близких к равновесным, имеют одинаковую кристаллическую решетку - ГЦК - с периодом, определяемым размерами атомов нитридообразующих элементов: $a_{\text{CrN}} = 0,412$ нм, $a_{\text{Mo}_2\text{N}} = 0,414$ нм, $a_{\text{AlN}} = 0,416$ нм, $a_{\text{TiN}} = 0,424$ нм. В комплекснолегированных сплавах образуются нитриды с промежуточными значениями периода кристаллической решетки, что указывает на их сложный химический состав.

Электронномикроскопические и микродифракционные исследования модельных сплавов и экспериментальных сталей показали, что фазовый состав зернограничных областей в азотированном слое зависит от их химического состава. В азотированном железе, в сталях 20, 40, 20НЗ, не содержащих нитридообразующих элементов, по границам зерен наблюдаются выделения нитридов железа (γ' -фазы) в виде сетки, в то время как в сплаве $\text{Fe} + 4\% \text{Cr}$ и в сталях, содержащих $> 1\%$ нитридообразующих элементов (20ХЗНЗМФБ-Ш и др.), образуется ферритная сетка.

Установлено существенное влияние никеля на структуру азотированных сталей. Никель препятствует образованию нитридов и карбидов в виде цепочек по границам и субграницам зерен в слое и карбидных частиц в объеме стали, тем самым способствуя более равномерному их распределению. Так, в сплаве $\text{Fe} + 4\% \text{Cr}$ и стали 15ХЗГ1МФБ-Ш, наряду с частицами в объеме зерна, образуются выделения в виде цепочек по границам зерен, тогда как в сплаве

Fe + 4 % Cr + 3 % Ni и в сталях, содержащих ~ 3 % никеля, цепочки зернограницных выделений практически отсутствуют. Такое влияние никеля можно объяснить повышением его активности и перемещением к границам зерна в присутствии азота, что подтверждается Оже-спектроскопическими исследованиями. В никельсодержащих сталях зернограницные области обогащены никелем, концентрация которого достигает 10...15 % в стали с 3 % Ni, но при этом количество азота уменьшается (рис. 4, а), что указывает на снижение его растворимости в легированном никелем феррите, расположенном в зернограницной области. Результаты данных исследований, свидетельствующие о перераспределении атомов никеля между границами и объемом зерна в процессе азотирования, согласуются с данными термодинамического анализа.

Аналогичное влияние оказывает никель и на процессы карбидообразования в объеме азотированных сталей. Исследование экспериментальных сталей с содержанием никеля 0...3 % (20, 20N1, 20N2, 20N3), обработанных по режиму "ложного азотирования", показало, что с увеличением содержания никеля в стали уменьшается количество цементитных частиц, расположенных в виде цепочек по границам зерен, а в стали типа 20N3 они практически отсутствуют.

Никель уменьшает размеры нитридных частиц, смещая начальную стадию формирования нитридов в область более высоких температур, что связано со снижением диффузионной подвижности нитридообразующих элементов, в первую очередь хрома, под влиянием никеля. В модельных сплавах и экспериментальных сталях, содержащих 3 % Ni, размер нитридных частиц в 2...3 раза меньше по сравнению с размерами нитридов в безникелевых сталях и сплавах при одинаковых температурно-временных параметрах процесса азотирования.

Никель обладает отрицательной адсорбционной активностью по отношению к границам аустенитных зерен, что влияет на его концентрацию на границах бывших зерен аустенита при термической обработке. Так, в закаленном состоянии концентрация никеля в области границ бывших зерен аустенита промышленной стали 16Х2Н3МФБАЮ-Ш и экспериментальной стали 20Х3Н3МФБ-Ш в 2...3 раза меньше, чем в объеме зерна, а после длительного отпуска (60 ч) при температуре 540°C содержание никеля в этой области границ возрастает до его среднего содержания в стали.

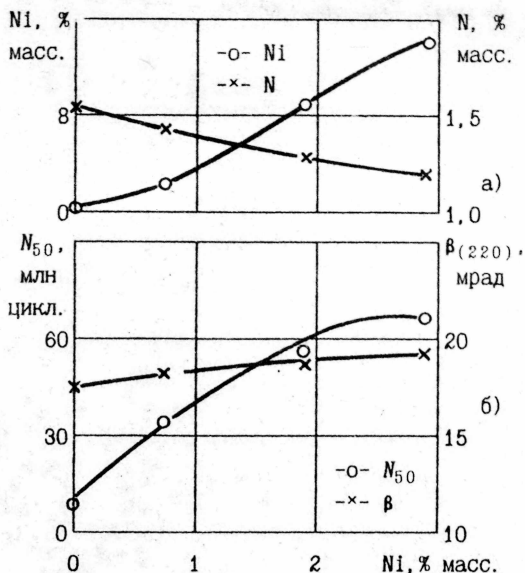


Рис. 4. Влияние среднего содержания никеля в стали на концентрацию никеля и азота в зернограничной области (а); физическое уширение β интерференционной линии (220) α -фазы и контактную долговечность N_{50} (б) азотированных экспериментальных сталей мартенситного класса. Режим азотирования: 550°C , 50 ч

В четвертой главе приведены результаты исследования влияния предварительной обработки на структуру азотированных сталей мартенситного класса.

Как было показано в предыдущих главах, большое влияние на структуру азотированного слоя оказывают дефекты кристаллического строения, тип и количество которых зависит от способов и режимов предварительной термической и механической обработок перед азотированием.

Режимы и способы предварительной термической обработки влияют на структуру азотированных сталей, изменяя размер зерна стали и степень распада мартенсита при отпуске. Уменьшение размера зерна стали от 5...6 до 12...13 номера увеличивает долю некогерентных нитридных частиц, образующихся по границам зерен в азотированном слое, приводит к их более однородному распределению вследствие увеличения количества зернограничных дефектов, и поэтому уменьшается величина микродеформации кристаллической решетки матрицы, о чем свидетельствует снижение (на 10...15 %) уширения интерференционной линии (220).

Фрактографические исследования образцов показали уменьшение размеров фасеток квазискола в азотированном слое при умень-

лении размера зерна, что может быть связано с увеличением количества барьеров, препятствующих распространению трещин.

На структуру азотированного слоя оказывает влияние температура отпуска после закалки, повышение которой приводит к уменьшению плотности дефектов строения матрицы и, как следствие, к увеличению количества когерентных или полукogerентных нитридных частиц в слое при азотировании, в результате чего физическое уширение интерференционной линии $\beta_{(220)}$ возрастает.

ППД выглаживанием, обдувкой дробью или зубофрезерованием сталей 16Х2Н3МФБАД-Ш и 16ХЗНМФБ-Ш перед азотированием увеличивает в поверхностном слое плотность дефектов кристаллического строения, что способствует при последующем азотировании увеличению доли некогерентных, образующихся на дефектах нитридов размером 10...20 нм, вследствие чего уменьшается (на 10...15 %) уширение интерференционной линии $\beta_{(220)}$ от α -фазы. Кроме того, в стали, содержащей ~ 3 % Ni, значительно увеличивается его концентрация в зернограничной области, а концентрация азота снижается (рис. 5, а).

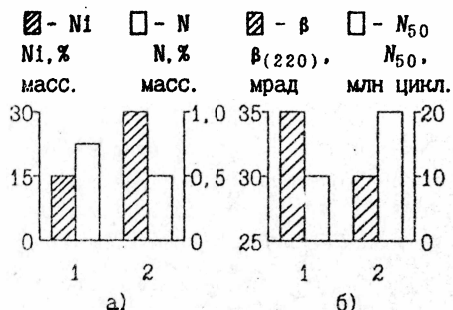


Рис. 5. Влияние ППД на концентрацию Ni и N в зернограничной области (а); физическое уширение интерференционной линии β и контактную долговечность N_{50} (б) сталей 16Х2Н3МФБАД-Ш: 1 - азотирование; 2 - ППД + азотирование

В пятой, шестой и седьмой главах отражена научно-практическая значимость результатов исследований, позволивших с учетом выявленных особенностей строения азотированного слоя и объема создать модели структурного состояния азотированных сталей перлитного, мартенситного и аустенитного классов. Представлены закономерности изменения основных эксплуатационных свойств (износостойкости и контактной выносливости) в зависимости от структуры азотированного слоя, на основании которых установлены структурные факторы, влияющие на эти свойства, и разработаны

принципы технологического управления структурой, базирующиеся на ее взаимосвязи со свойствами.

Исследования износостойкости и контактной выносливости проводились в соответствии с ГОСТ 23.204-78 и ГОСТ 25.501-78 на образцах и реальных изделиях (плунжерные пары, шпиндели станков, зубчатые колеса и др.)

В пятой главе рассмотрены особенности механизмов упрочнения азотированных сталей перлитного, мартенситного и аустенитного классов. В азотированных сталях в зависимости от структуры реализуются механизмы упрочнения, наблюдаемые в стареющих сплавах. Однако, при старении не достигается столь значительного прироста твердости, как при азотировании. Так, при старении различных сплавов твердость увеличивается в 2...4 раза, а при насыщении азотом легированного феррита - в 5...10 раз. Значительное повышение твердости при азотировании является следствием образования когерентных зародышей нитридов, которые вместе с создаваемыми вокруг них сильными полями упругих искажений матрицы являются эффективными препятствиями движению дислокаций.

Установлено, что независимо от класса стали и ее химического состава максимальная твердость азотированного слоя соответствует максимальной величине полей упругих искажений вокруг нитридных частиц. В сталях перлитного и мартенситного классов максимальные поля этих искажений и твердость наблюдаются при температурах азотирования на 50...100 °C ниже, чем в аустенитных сталях. В последних максимальное уширение интерференционных линий соответствует образованию полукогерентных и некогерентных нитридных частиц в результате повышения плотности дислокаций несоответствия на их границе с матрицей.

При формировании некогерентных нитридных частиц, как известно, реализуется механизм упрочнения, связанный с их огибанием дислокациями, при этом меньше величина микродеформации решетки матрицы и, соответственно, величина твердости. Такой механизм упрочнения наблюдается в сталях мартенситного класса и при старении закаленного азотированного слоя.

Таким образом, уровень максимальной твердости азотированного слоя определяется механизмом упрочнения, зависящим от структуры. В сталях перлитного и мартенситного классов она соответствует формированию когерентных зародышей нитридной фазы, при этом величина микродеформации максимальна. Это наблюдается

в стали перлитного класса 38Х2М0А, твердость поверхностного слоя которой составляет 12000...13000 НV (рис. 1, а, б, в). Максимальный уровень твердости сталей мартенситного класса ниже, и для стали 16Х2Н3МФБА0-Ш равен 8000...9000 НV (рис. 2, а, б, в).

В шестой главе представлены результаты исследования износостойкости азотированных сталей и закономерности ее изменения в зависимости от структуры слоя. Износостойкость определялась на машинах Шкода-Савин, СМЦ-2 по схеме "ролик по ролику", возвратно-поступательного движения образца относительно контртела.

Установлено, что структура азотированного слоя, отвечающая максимальной твердости и соответствующая максимальной износостойкости, различна. Исследование модельных сплавов Fe - Cr, сталей перлитного (38Х2М0А, 40Х, 18ХГТ) и мартенситного (16Х2Н3МФБА0-Ш, 16ХЗНМФБ-Ш, 20ХЗНЗМФБ-Ш, 25Х5М) классов в зависимости от температурно-временных параметров азотирования показало, что максимальную износостойкость имеет азотированный слой, содержащий дисперсные некогерентные нитридные фазы, которые формируют высокую твердость по механизму огибания частиц дислокациями, что создает меньший уровень микродеформации решетки матрицы и, соответственно, меньшую твердость, чем при образовании когерентных частиц.

Азотированный слой со структурой, обеспечивающей высокую твердость и низкий уровень микродеформации, можно получить рациональным легированием и различными технологическими методами. Для сталей перлитного класса наиболее эффективным способом получения такой структуры с некогерентными частицами является азотирование при более высоких температурах (600...620°С) по сравнению с применяемыми, что приводит к снижению твердости, например, для стали 38Х2М0А с 11000 до 7000...7500 НV, но при этом износостойкость имеет максимальное значение (рис. 1, г). Для сталей мартенситного класса структура азотированного слоя с низким уровнем микродеформации и высокой износостойкостью достигается при более низких (520...560°С) температурах азотирования (рис. 2, г).

Связь износостойкости с величиной микродеформации кристаллической решетки матрицы подтверждена экспериментально на азотированных сталях 38Х2М0А и 10Х3Г2М0ФТ после различных режимов шлифования и последующего отпуска. Так, грубое шлифование (на глубину 100 мкм за два прохода без охлаждения) азотирован-

20

ной стали 38Х2М0А увеличивает износ слоя в 1,3...1,5 раза при увеличении физического уширения дифракционной линии на $\sim 15\%$ по сравнению с тонким шлифованием на ту же глубину за пять проходов с охлаждением. Отпуск после грубого шлифования уменьшает физическое уширение линии (220) и износ, которые достигают постоянных значений после отпуска при $t = 200^\circ\text{C}$ в течение 1 ч.

Результаты проведенных исследований подтверждают существование представления о ведущей роли пластической деформации в процессе изнашивания. Более высокой износостойкостью обладают стали, способные упрочняться под действием пластической деформации, поскольку доля энергии, затрачиваемой на деформационное упрочнение, составляет 80...90 % баланса всех энергетических затрат при изнашивании.

Уменьшение микродеформации матрицы должно повышать ее способность пластически деформироваться в процессе изнашивания, что подтверждается исследованиями эффекта деформационного упрочнения по приращению твердости и физического уширения интерференционных линий α -фазы азотированного слоя стали 38Х2М0А и модельных сплавов Fe - Cr с когерентными и некогерентными нитридными частицами. Максимальная износостойкость соответствует структуре слоя с некогерентными выделениями, имеющей максимальную способность к деформационному упрочнению.

На основании проведенных исследований разработаны режимы азотирования сталей перлитного и мартенситного классов, обеспечивающие в результате реализации указанных принципов более высокую износостойкость, что подтверждено стендовыми испытаниями реальных пар трения (плунжерные пары топливных насосов из стали 25Х5М по ОСТ 23.1.364-81, шпиндели шлифовальных станков из стали 38Х2М0А, детали гидронасоса из сталей 38Х2М0А и 30Х3МФА).

В седьмой главе приведены закономерности влияния структурного состояния азотированных сталей на контактную износостойкость. Испытания проводились тремя методами по схеме точечного и линейного контактов (с проскальзыванием и без проскальзывания), обеспечивающими глубину залегания максимальных касательных напряжений от 0,01 до 0,4 мм.

В сталях перлитного и мартенситного классов максимальная контактная долговечность так же, как и износостойкость, достигается при образовании некогерентных нитридных частиц, обуславливающих низкий уровень микродеформации кристаллической решетки

матрицы и твердость слоя, необходимую для обеспечения его сопротивляемости пластической деформации при контактном нагружении. В стали 38Х2М0А указанным требованиям отвечает структура, получаемая при высокотемпературном азотировании (580°C), в стали 16Х2Н3МФБАЮ-Ш - при более низкой (540°C) температуре насыщения (рис. 1, г; 2, г). Уменьшение контактной долговечности обеих сталей с повышением температуры азотирования связано с падением прочности азотированного слоя и сердцевины. Более высокая контактная долговечность стали мартенситного класса обусловлена более низким уровнем микродеформации кристаллической решетки матрицы, благоприятным распределением нитридных и карбидных фаз в слое и карбидных фаз в объеме образцов и обогащением никелем зернограничных областей в азотированном слое.

Увеличение содержания никеля до 3 % в экспериментальных сталях мартенситного класса повышает его концентрацию до 10...15 % на границах бывших зерен аустенита и уменьшает концентрацию азота в этих зонах, что способствует снижению хрупкости азотированного слоя и, как следствие, повышению контактной долговечности (в ~ 8 раз) по сравнению с безникелевой сталью (рис. 4).

Предварительная термическая обработка, приводящая к получению более мелкого зерна и повышенной плотности дефектов строения в матрице, способствует получению при азотировании некогерентных частиц. ППД перед азотированием также приводит к снижению микродеформации α -фазы азотированного слоя, поскольку при этом стимулируется образование некогерентных частиц и более сильное обогащение границ зерен никелем вследствие роста его диффузионной подвижности за счет возросшей концентрации вакансий, что дополнительно повышает контактную долговечность азотированных сталей (рис. 5).

Результаты испытания показали, что азотированные стали, структура которых отвечает установленным положениям, имеют предел контактной выносливости, соизмеримый с пределом контактной выносливости цементованных сталей (табл.).

Проведенные исследования послужили основанием для научно обоснованного выбора химического состава сталей и технологии их предварительной термической обработки и азотирования, а также разработки новой азотируемой стали для изготовления высоконагружаемых зубчатых колес, имеющих контактную выносливость,

соизмеримую с контактной выносливостью цементованных сталей, что подтверждено стендовыми испытаниями судовых редукторов и натурными испытаниями редуктора угольного комбайна.

Таблица
Свойства цементованной и азотированных сталей

Марка стали	Вид химико-термической обработки	Твердость поверхности HV	сердцевины HRC ₃	Толщина слоя, мм	Предел контактной выносливости, МПа
18Х2Н4В-Ш	Цементация	8240	43	1,60	2200
38Х2МЮА	Азотирование	8570	35	0,65	1650
16Х2Н3МФБАЮ-Ш	Азотирование	8240	38	0,70	2400
20Х3Н3МФБ-Ш	Азотирование	8700	37	0,70	2350
16Х3НМФБ-Ш	Азотирование	9000	37	0,70	2000
18Х2Н4МВ-Ш	Азотирование	9000	35	0,70	1800

ВЫВОДЫ

Установлены структурные факторы, ответственные за износостойкость и контактную выносливость диффузионного слоя, на их основе решена важная научно-техническая проблема - увеличение ресурса работы азотированных деталей, работающих в условиях изнашивания и контактной усталости, что дало возможность применить азотирование для упрочнения высоконагружаемых зубчатых колес с контактной выносливостью, соизмеримой с контактной выносливостью цементованных зубчатых колес, исключить необходимый в последнем случае процесс зубошлифования, сократив при этом на 20...30 % трудоемкость их изготовления.

1. Разработаны модели структурного состояния азотированного слоя в сталях перлитного, мартенситного и аустенитного классов на основе установленной аналогии формирования этого состоя-

ния с фундаментальными представлениями о структуре, возникающей при старении пересыщенных твердых растворов. В зависимости от химического состава сталей, плотности дефектов строения матрицы и от температурно-временных параметров азотирования в диффузионном слое образуются три типа нитридных выделений, отличающихся размерами, морфологией и взаимодействием с кристаллической решеткой матричной фазы: первый - при низких температурах азотирования ($\sim 500^{\circ}\text{C}$) - тонкие, однослойные по азоту зародыши фазы, полностью когерентные с решеткой матрицы; второй - при более высоких температурах ($\sim 540^{\circ}\text{C}$) - полукогерентные выделения; третий - при температурах $560 \dots 580^{\circ}\text{C}$ - с нарушенной когерентностью (сталь 38Х2М0А).

2. В сталях перлитного и аустенитного классов преимуществом является гомогенное зарождение нитридных частиц, в сталях мартенситного класса - гетерогенное зарождение. В сталях мартенситного класса (16Х2Н3МФБА0-Ш, 16Х3НМВФБ-Ш, 20Х3Н3МФБ-Ш, 18Х2Н4В-Ш) при низких температурах азотирования $500 \dots 520^{\circ}\text{C}$ одновременно присутствуют матричные когерентные зародыши нитридной фазы размером в несколько нм и некогерентные, образующиеся на дефектах кристаллического строения, размером $10 \dots 15$ нм. Поверхностное пластическое деформирование, проведенное перед азотированием, увеличивая плотность дефектов строения, повышает долю образующихся в азотированном слое некогерентных нитридных фаз и уменьшает долю когерентных.

✓ 3. При азотировании сталей всех исследованных классов независимо от их химического состава и режимов насыщения, образуются нитридные частицы с одинаковой кристаллической решеткой (ГЦК) с периодом, зависящим от атомного радиуса легирующего элемента.

4. Установлено, что в состав нитридных фаз на ранних стадиях их образования входят атомы всех элементов, присутствующих в стали. С увеличением температуры азотирования происходит постепенное изменение состава нитридов: обеднение их атомами железа и обогащение нитридообразующими элементами. Этот процесс продолжается вплоть до образования моонитридов легирующих элементов.

✓ 5. Установлено, что комплексное легирование нитридообразующими элементами сталей перлитного, мартенситного и аустенитного классов уменьшает размер выделившихся в азотированном слое

частиц нитридов, что связано с изменением коэффициентов диффузии легирующих элементов и азота. На повышение дисперсности нитридов оказывает влияние и никель. В сталях и модельных сплавах, содержащих ~ 3 % Ni, дисперсность частиц в 2...3 раза выше по сравнению с безникелевыми сплавами.

6. Максимальная микродеформация кристаллической решетки твердого раствора в сталях перлитного и мартенситного классов достигается при образовании когерентных зародышей нитридов; изменяя режимы азотирования, можно получать полукogerентные и некогерентные выделения. В сталях мартенситного класса (16X2H3MФБАЮ-III и др.) величина микродеформации в 1,5...2,0 раза меньше, чем в стали 38X2M0A после всех исследованных режимов азотирования вследствие образования некогерентных нитридных частиц на дефектах строения. В сталях аустенитного класса максимальная величина микродеформации наблюдается при образовании нитридов с частично нарушенной когерентностью, что связано с появлением петель дислокаций несоответствия на границе раздела зародыш-матрица.

7. Показано, что зернограницные области в азотированном слое сталей перлитного и мартенситного классов имеют сложное фазовое строение. В этих областях расположены цементитные частицы, нитриды легирующих элементов и мелкие (десятые доли мкм) кристаллики феррита равноосной формы. Последние выявляются при металлографических исследованиях в виде ферритной сетки, которую часто необоснованно считают нитридной. Образование зернограницных кристаллов феррита связано с начальными процессами рекристаллизации деформированной матрицы вокруг нитридных частиц, удельный объем которых значительно превышает удельный объем матрицы, что и вызывает деформацию последней.

8. Установлено, что никель препятствует образованию по границам зерен в азотированном слое нитридных и карбидных выделений в виде цепочек, которые наблюдаются в безникелевых сталях перлитного и мартенситного классов, и тем самым способствует равномерному их распределению между объемом зерна и границами бывших аустенитных зерен. В сталях, содержащих ~ 3 % Ni, цепочки этих фаз практически отсутствуют.

9. В процессе азотирования в диффузионном слое происходит перераспределение легирующих элементов, выражающееся в увеличении их концентрации на границах бывших аустенитных зерен. В

стали 38Х2М0А количество нитридообразующих элементов (Cr и Al) в зернограницной области повышается в 1,5...2 раза по сравнению со средним содержанием их в стали, и при этом одновременно повышается концентрация азота в этой области, что приводит к увеличению количества нитридных выделений и поэтому к значительному охрупчиванию слоя. В никельсодержащих сталях зернограницные области содержат повышенное количество никеля, концентрация которого в сталях с 3 % Ni достигает 10...15 %, а концентрация азота снижается почти в 2 раза, что, естественно, предупреждает охрупчивание. ППД, проведенное перед азотированием, повышает количество никеля в зернограницной области диффузионного слоя до 30 %, и вследствие этого охрупчивание слоя не проявляется.

10. Установлены закономерности влияния стресса азотированного слоя на твердость сталей перлитного, мартенситного и аустенитного классов. В азотированных сталях реализуются механизмы упрочнения, имеющие место при дисперсионном твердении в стареющих сплавах. При образовании когерентных зародышей нитридной фазы, которые наблюдаются в сталях перлитного (38Х2М0А) и аустенитного (Fe-Ni-Cr-Ti-Al) классов при низких температурах азотирования (500...540°С), когда достигается значительная микродеформация, реализуется механизм перерезания частиц дислокациями, что определяет достижение максимальной твердости. При образовании некогерентных частиц нитридов, что наблюдается на сталях перлитного и аустенитного классов при более высоких температурах азотирования (580...620°С) и на сталях мартенситного класса при температурах 500...540°С, при нагружении реализуется механизм огибания частиц дислокациями. Микродеформация кристаллической решетки твердого раствора при этом значительно (в 1,5...2 раза) меньше, чем в случае образования когерентных выделений, и поэтому также ниже и достигаемая максимальная твердость, которая составляет, например, для стали 16Х2Н3МФБАУ-Ш 8500...9000 НВ.

11. Анализ закономерностей изменения структуры азотированных сталей перлитного и мартенситного классов и износостойкости в зависимости от их состава и технологических параметров процесса обработки показал, что максимальной износостойкостью обладает азотированный слой, содержащий дисперсные частицы некогерентных нитридов, что обеспечивает меньшую склонность к охрупчиванию вследствие снижения уровня микродеформации кристал-

лической решетки матрицы. Таким образом, установлена определенная корреляция между износостойкостью и величиной микродеформации. Так, азотирование сталей 38Х2МЮА и 16Х2Н3МФБАД-Ш при более высоких температурах 620 и 580°С по сравнению с применяемыми 560 и 540°С соответственно приводит к меньшему уровню микродеформации решетки матрицы и большей износостойкости, несмотря на более низкую твердость. Корреляция между величиной микродеформации кристаллической решетки и износостойкостью наблюдается и после различных режимов шлифования и последующего отпуска, при которых более низкому уровню микродеформации соответствует более высокая износостойкость слоя.

12. Установлена закономерность изменения контактной долговечности азотированных сталей в зависимости от их химического состава и структуры слоя, позволившая на основе фундаментальных положений о процессах контактной усталости различных сталей и сплавов выявить основные структурные факторы, влияющие на контактную долговечность. Основными условиями получения высокой контактной выносливости являются:

- достаточно высокий уровень твердости азотированного слоя при минимальной величине микродеформации кристаллической решетки матрицы, что обеспечивает формирование некогерентных нитридных частиц размером 10...20 нм, равномерно распределенных по объему зерна;

- отсутствие зернограницных выделений частиц нитридных и карбидных фаз в слое и карбидных частиц в центральной зоне деталей в виде цепочек;

- наличие повышенного (до 10...30 %) содержания никеля, минимального количества нитридообразующих элементов и азота в зернограницных кристаллах феррита;

- мелкое зерно аустенита (до № 10...13);

- высокая прочность стали ($\sigma_{0,2} > 1000$ МПа);

- максимальная толщина азотированного слоя, которая должна превышать глубину зоны с максимальными касательными напряжениями в ~ 2 раза.

13. Разработаны основные принципы управления структурными факторами, выполнение которых обеспечивает высокий уровень контактной выносливости азотированных сталей на базе научно обоснованного выбора их состава.

Для реализации указанных принципов необходимо:

- применение малоуглеродистых теплостойких сталей мартенситного класса, содержащих не более 4...5 % нитридообразующих элементов и имеющих предел текучести не менее 1000 МПа и твердость 37...40 HRC₃ после отпуска при $t = 560...590^{\circ}\text{C}$, 40...50 ч;

- легирование хромом в количестве 2,5...3 % для обеспечения высокой плотности распределения нитридов в слое;

- легирование никелем (2,5...3,5 %), препятствующим образованию зернограницных выделений нитридов и карбидов в виде цепочек и формирующим равномерное распределение частиц в слое и сердцевине.

14. На основе требований, предъявляемых к сталям, работающим в условиях контактной усталости, и дополнительных, установленных в данной работе, создана азотируемая сталь 20X3H3MФБ-Ш (ТУ 0958-011-08627614-95), состав которой отвечает изложенным выше принципам, и разработан паспорт этой стали. Новая сталь и технология ее обработки реализованы АО НМЗ при изготовлении высоконагружаемых зубчатых колес взамен цементуемых в редукторах угловых комбайнов нового поколения.

Из числа известных марок сталей в наибольшей степени удовлетворяют установленным требованиям малоуглеродистая цементуемая сталь мартенситного класса 16X2H3MФБАЮ-Ш.

15. Разработана технология предварительной термической обработки сталей 16X2H3MФБАЮ-Ш и 20X3H3MФБ-Ш, обеспечивающая получение в кованных заготовках сложной формы однородного по размеру мелкого зерна аустенита № 11...9 и высокий уровень механических свойств после отпуска при температуре 560°C , 50 ч. Термическая обработка заготовок состоит из нормализации, отпуска при 650°C , 2 ч и заковки от 975°C , 1 ч с охлаждением в масле; отпуска при 650°C , 2 ч, заковки от 900°C , 1 ч с охлаждением в масле; отпуска при 650°C , 2 ч и заковки от 900°C , 1 ч с охлаждением в масле; отпуска при 580°C , 2 ч. Для заготовок простой формы, в которых деформация достаточно однородна, рекомендуется однократная заковка и отпуск.

16. Разработана технология ионного азотирования деталей машин, обеспечивающая их максимальную работоспособность в парах трения и в условиях контактной усталости. Стали перлитного класса (38X2M0A, 40X и др.), азотированные по разработанному режиму: $t = 620^{\circ}\text{C}$, 10 ч, имеют более высокий уровень износос-

тойкости по сравнению со сталями, обработанными по традиционным режимам. Максимальная контактная выносливость сталей 16Х2Н3МФБАУ-Ш и 20Х3Н3МФБ-Ш достигается в результате азотирования по двухступенчатым режимам: 520°С, 20 ч + 540°С, 40 ч - для первой стали и 540°С, 15 ч + 560°С, 20 ч - для второй. Толщина диффузионного слоя во всех случаях составляет 0,6...0,7 мм, твердость поверхности 8000...8500 НВ. Предел контактной выносливости азотированных сталей равен 2400 МПа, что соответствует уровню контактной выносливости лучших цементуемых сталей.

17. Эффективность разработанных технологических решений подтверждена стендовыми испытаниями различных триботехнических пар трения и зубчатых колес судового редуктора и редуктора угольного комбайна. Результаты работы апробированы и внедрены на предприятии "Машпроект" (г. Николаев), АО НМЗ (г. Н.Новгород), Московском заводе шлифовальных станков, Чугуевском заводе топливной аппаратуры, заводе "Стройгидравлика" (г. Одесса).

ОСНОВНОЕ СОДЕРЖАНИЕ ДИССЕРТАЦИИ ОТРАЖЕНО В РАБОТАХ:

1. Сидорин И.И., Герасимов С.А., Косолапов Г.Ф. Исследование износостойкости азотированных сталей // Исследование износа с целью выявления путей повышения срока службы и качества выпускаемых машин: Тез. докл. Всесоюз. конф. - М., 1971. - С. 119-120.

2. Косолапов Г.Ф., Герасимов С.А. Модуль упругости азотированного слоя стали 38ХМЮА // Известия вузов. Машиностроение. - 1972. - № 3. - С. 175-177.

3. Герасимов С.А., Сидорин И.И., Косолапов Г.Ф. Исследование износостойкости азотированных сталей // Известия вузов. Машиностроение. - 1973. - № 5. - С. 127-129.

4. Косолапов Г.Ф., Герасимов С.А. О структуре α -фазы азотированного слоя сталей 38ХМЮА и 1Х13 // Митом. - 1973. - № 5. - С. 71-72.

5. Герасимов С.А., Косолапов Г.Ф., Тяпкин Ю.Д. Структура и свойства азотированного слоя // Сб. тезисов докладов первой научно-техн. конф. - М., 1973. - С. 74-75.

6. Герасимов С.А., Косолапов Г.Ф., Сидорин И.И. Структура и износостойкость азотированных сталей // Современное состояние и перспективы развития процесса азотирования: Аннотации докл.

конф., посв. 50-летию промышл. применения азотирования. - М., 1974. - С. 14-15.

7. Герасимов С.А., Сидорин И.И., Косолапов Г.Ф. Структура и износостойкость азотированных сталей // Азотирование в машиностроении: Тез. докл. Всесоюзной научн.-технич. конф. - М., 1974. - С. 65.

8. Исследование тонкой структуры азотированных сталей / А.В. Гаврилова, С.А. Герасимов, Г.Ф. Косолапов, Ю.Д. Тяпкин // Металл. - 1974. - № 3. - С. 14-21.

9. Бабенко Н.П., Герасимов С.А., Косолапов Г.Ф. Исследование структуры и свойств азотированного слоя аустенитных сталей // Научные основы автоматизации производственных процессов в машиностроении и приборостроении: Тез. докл. IV Всесоюзн. научн.-техн. конф. - М., 1975. - С. 58.

10. Герасимов С.А., Косолапов Г.Ф. Тонкая структура и износостойкость азотированных сталей // XXXIII научн.-исследов. конф. МАДИ: Тез. докл. Всесоюзн. научн.-техн. конф. - М., 1975. - С. 30.

11. Бабенко Н.П., Косолапов Г.Ф., Герасимов С.А. Влияние легирующих элементов на твердость азотированного слоя сталей // Известия вузов. Машиностроение. - 1975. - № 6. - С. 185-187.

12. Структура и свойства азотированного слоя аустенитных сталей с небольшим количеством нитридообразующих элементов / Н.П. Бабенко, Я.М. Головчинер, С.А. Герасимов, Г.Ф. Косолапов // Информационный листок Черметинформации. - 1975. - № 278, 279. - С. 23-29.

13. Бабенко Н.П., Герасимов С.А., Косолапов Г.Ф. Структура и свойства азотированного слоя аустенитных сталей // Высокопрочные немагнитные стали. - М.: Наука, 1978. - С. 65-68.

14. Герасимов С.А. О причинах высокой износостойкости азотированных сталей // Научные основы автоматизации производственных процессов и управления качеством в машиностроении и приборостроении: Тез. докл. юбилейной V Всесоюзн. межвузовской научн.-техн. конф., посв. 150-летию МВТУ. - М., 1979. - С. 65-66.

15. Косолапов Г.Ф., Герасимов С.А., Бабенко Н.П. Тонкая структура и свойства азотированного слоя // Новые сплавы и методы упрочнения деталей машин. - М., 1981. - С. 95-105.

16. Бахирев М.А., Герасимов С.А. Влияние термической обра-

ботки азотированного слоя на его структуру и свойства // Известия вузов. Машиностроение. - 1983. - N 5. - С. 156-158.

17. Промышленное опробование двухступенчатого азотирования / В.Г. Пучков, С.А. Герасимов, Г.Ф. Косолапов, Т.М. Блинкова // Обработка резанием (технология, оборудование, инструмент). - М.: НИИмаш. - 1984. - С. 45-48.

18. Герасимов С.А. Прогрессивные методы азотирования / Университет технического прогресса в машиностроении. - М.: Машиностроение, 1985. - С. 32.

19. Герасимов С.А., Пучков В.Г., Бахирев М.А. Повышение износостойкости азотированных и шлифованных сталей // Известия вузов. Машиностроение. - 1985. - N 7. - С. 156-158.

20. Повышение износостойкости азотированных сталей перлитного класса / С.А. Герасимов, В.Г. Пучков, С.Д. Карпухин и др. // Новые технологии термической и химико-термической обработок деталей машин и инструмента: Тез. докл. Всесоюзн. научн.-техн. конф. - М., 1986. - С. 153-155.

21. Герасимов С.А., Пучков В.Г., Косолапов Г.Ф. Влияние структуры на твердость и износостойкость азотированных сталей перлитного класса // Прогрессивные методы термической и химико-термической обработки сплавов. - М., 1987. - С. 60-65.

22. Герасимов С.А., Карпухин С.Д., Аваков Ю.М. Исследование контактной долговечности азотированных сталей // Современные методы расчета и проектирования зубчатых передач: Тез. докл. Всесоюзн. научн.-техн. конф. - М., 1987. - С. 64-65.

23. О причинах высокой износостойкости азотированных сталей / В.Г. Пучков, С.А. Герасимов, А.В. Велищанский, А.В. Махалов // Триботехника - машиностроению: Тез. докл. III Московской научн.-техн. конф. - М., 1987. - С. 125.

24. О возможности повышения контактной долговечности азотированных сталей / Б.Н. Арзамасов, С.Д. Карпухин, С.А. Герасимов и др. // Новые технологии термической и химико-термической обработок деталей машин и инструмента: Тез. докл. Всесоюзн. научн.-техн. конф. - М., 1990. - С. 110-112.

25. Влияние размера зерна аустенита на структуру и контактную долговечность азотированной стали / С.А. Герасимов, С.Д. Карпухин, В.И. Кучерявый, и др. // Митом. - 1994. - N 6. - С. 13-15.

26. Влияние предварительной поверхностной пластической де-

формации на структуру и контактную долговечность азотированной стали 16Х2Н3МФБАД-Ш / С.А.Герасимов, Э.А.Елисеев, В.И.Кучерявый и др. // МИТОМ. - 1994. - N 5. - С. 31-33.

27. А.с. N 1223638 СССР, МКИ⁴ С 21 D 1/78. Способ обработки стальных деталей / Б.Н. Арзамасов, С.А. Герасимов, Г.Ф. Косолапов, М.А. Бахирев. - № 3469603/22-02; Заявл. 15.07.82.; Оpubл. 08.12.85. Бюл. N 48 // Открытия и изобретения,... - 1985. - N 48. - С. 16.

28. А.с. N 1574649 СССР, МКИ⁴ С 21 D 1/78. Способ азотирования деталей / Б.Н.Арзамасов, С.А.Герасимов, С.Д.Карпухин и др. - N 4429446/02; Заявл. 23.05.88.; Оpubл. 28.07.90. Бюл. N 30 // Открытия и изобретения,... - 1990. - N 30. - С. 12.

29. А.с. N 1770445 СССР, МКИ⁴ С 21 D 1/78. Способ азотирования деталей / С.Д.Карпухин, С.А.Герасимов, Э.А.Елисеев и др. - N 4887500/02; Заявл. 03.12.90.; Оpubл. 20.09.92. Бюл. N 39 // Открытия и изобретения,... - 1992. - N 39. - С. 28.

30. Патент N 2005809 РФ, МКИ⁵ С 23 С 8/32. Способ обработки деталей из легированных сталей / С.А.Герасимов, М.А.Бахирев, В.Г.Пучков и др. - 4910941/02; Заявл. 13.02.91. Оpubл. 15.01.94. Бюл. N 1 // Бюллетень изобретений,... - 1994. - N 1. - С. 24.

31. Патент N 2004613 РФ, МКИ⁵ С 23 С 8/26. Способ азотирования деталей из легированных сталей / С.Д. Карпухин, С.А.Герасимов, Э.А.Елисеев, В.Г. Пучков. - 5000558/02; Заявл. 28.08.91. Оpubл. 15.12.93. Бюл. N 45-46 // Бюллетень изобретений,... - 1993. - N 45-46. - С. 27.

32. Патент N 2048547 РФ, МКИ⁵ С 21 D 9/32, С 23 С 8/26. Способ обработки зубчатых колес из низкоуглеродистых вторично-вердеющих сталей мартенситного класса / С.А.Герасимов, В.И.Кучерявый, Э.А.Елисеев и др. - 93033884/02; Заявл. 30.06.93. Оpubл. 20.11.95. Бюл. N 32 // Бюллетень изобретений,... - 1995. - N 32. - С. 18.

33. Патент N 2052531 РФ, МКИ⁵. Азотируемая сталь / В.К. Некрасов, С.А.Герасимов, В.С.Красильников и др. - 5062771/02; Заявл. 23.09.93. Оpubл. 09.96. Бюл. N 2 // Бюллетень изобретений,... - 1996. - N 2. - С. 13.