

1548954

МОСКОВСКИЙ ГОСУДАРСТВЕННЫЙ ТЕХНИЧЕСКИЙ УНИВЕРСИТЕТ
ИМЕНИ Н.Э. БАУМАНА

На правах рукописи

ЕЛИСЕЕВ ЭДУАРД АНАТОЛЬЕВИЧ

РАЗРАБОТКА ПРОЦЕССА ИОННОГО АЗОТИРОВАНИЯ С ПРЕДШЕСТВУЮЩЕЙ ЕМУ
ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИЕЙ ДЛЯ ПОВЫШЕНИЯ КОНТАКТНОЙ ДОЛГОВЕЧНОСТИ
НИКЕЛЬСОДЕРЖАЩИХ НИЗКОУГЛЕРОДИСТЫХ СТАЛЕЙ МАРТЕНСИТНОГО КЛАССА

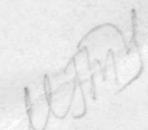
Специальность 05.16.01 - Металловедение и термическая обработка
металлов

А В Т О Р Е Ф Е Р А Т

диссертации на соискание учёной степени
кандидата технических наук



Москва - 1995



55.09.29

621.002.3: 66

Работа выполнена в Московском Государственном Техническом
Университете имени Н.Э. Баумана.

Научный руководитель: кандидат технических наук, доцент
ГЕРАСИМОВ С.А.

Официальные оппоненты: доктор технических наук,
заведующая лабораторией КУКСЕНОВА Л.И.
кандидат технических наук,
заведующий лабораторией ГРИШИН В.И.

Ведущее предприятие: АО НИИТАВТОПРОМ

Защита диссертации состоится 20 декабря 1995 года на
заседании диссертационного совета К 053.15.13 Московского
Государственного Технического Университета им. Н.Э. Баумана по
адресу: 107005, Москва, 2-

Ваш отзыв на автореферат
печатью, просим выслать

С диссертацией
им. Н.Э. Баумана

Телефон для справок

Автореферат разослан

Учёный секретарь
диссертационного
кандидат технических наук

Подписано к печати 21

Типография МГТУ

1548954

Актуальность темы. Азотирование как метод повышения долговечности деталей машин широко применяется в различных отраслях промышленности. Он имеет ряд преимуществ по отношению к другим методам. Азотированные детали обладают высокой износостойкостью (в 1,5...3 раза выше, чем, например, цементованные), теплостойкостью, достигающей до 500 °С, сопротивляемостью схватыванию; имеют меньшую деформацию, чем цементованные и нитроцементованные.

Одним из недостатков азотированных сталей является их низкая контактная выносливость, что не позволяет использовать такие стали для высоконагружаемых деталей машин. Поэтому высоконагружаемые и высокоточные детали машин, например зубчатые колеса, изготавливаются с применением цементации и последующего обязательного зубошлифования. Последнее значительно увеличивает трудоёмкость изготовления деталей (30...40 % всей трудоёмкости), а также создаёт в поверхностном слое структурные дефекты в виде прижогов и растягивающих остаточных напряжений. В связи с этим повышение контактной выносливости азотированных сталей является насущной задачей, поскольку изготовление высокоточных азотированных деталей возможно осуществить без последующего шлифования.

Проводимые на кафедре "Металловедение и термическая обработка" МГТУ им. Н.Э. Баумана систематические исследования азотированных сталей позволили установить основные причины их низкой контактной выносливости:

- образование по границам зёрен в азотированном слое и в сердцевине выделений, приводящих к охрупчиванию;
- высокий уровень микродеформации кристаллической решётки α -фазы азотированного слоя;
- образование на поверхности хрупких нитридов железа;
- низкая прочность сердцевины.

В данной работе основное внимание уделено изучению влияния химического состава сталей и предшествующей азотированию обработки на перераспределение химических элементов между объёмом и границами зёрен.

Цель и задачи исследования. Цель настоящей работы заключается в повышении контактной долговечности азотированием низкоуглеродистых сталей мартенситного класса (с содержанием углеро-

НТБ МГТУ им. Н.Э. Баумана



1548954

Елисеев Э.А. Разработка пр

да 0,15...0,22 %) и использованием пластической деформации перед азотированием.

В работе решались следующие задачи:

1. Исследование влияния никеля и режимов термической обработки на структуру диффузионного слоя и сердцевины азотированных низкоуглеродистых сталей мартенситного класса.

2. Исследование влияния повышения степени дефектности матрицы после воздействия пластической деформации на структуру азотированного слоя низкоуглеродистых сталей мартенситного класса.

3. Исследование влияния никеля на контактную долговечность азотированных низкоуглеродистых сталей мартенситного класса.

4. Исследование влияния пластической деформации, предшествующей азотированию, на контактную долговечность азотированной низкоуглеродистой стали мартенситного класса 16Х2Н3МФБАУ-Ш.

Научная новизна работы.

1. Методом опто-электронной спектроскопии установлены закономерности распределения легирующих элементов (Ni, Cr, Mo, V) и азота между диффузионной границей и объемом зерна в азотированном слое низкоуглеродистых сталей мартенситного класса, а также влияние пластической деформации, предшествующей азотированию, на эти закономерности.

2. Установлена взаимосвязь между средним количеством никеля в стали и содержанием этого легирующего элемента и азота на диффузионной границе в азотированном слое.

3. На основе электронномикроскопических исследований выявлено влияние никеля на размер и плотность распределения нитридов легирующих элементов по объему зерен в азотированном слое.

4. Показано влияние пластической деформации, предшествующей азотированию, на величину нитридов легирующих элементов и уровень микродеформации кристаллической решетки α -фазы в азотированном слое.

5. Установлено влияние никеля на карбидообразование и перераспределение легирующих элементов в сердцевине азотированных неплостояких сталей.

Практическая ценность и реализация результатов работы в промышленности. С использованием выработанных рекомендаций составлено техническое условие на сталь для изготовления деталей машин, работающих с высокими контактными нагрузками. Разработана технология поверхностной пластической деформации, предшествующей азотированию, что позволило повысить контактно-усталост-

ный ресурс низкоуглеродистых азотированных сталей мартенситного класса в ~2 раза.

Новый материал и комплексная технология его обработки внедрены для изготовления зубчатых колёс угледобывающего комбайна К-500 на АО ГМЗ г. Н.-Новгород. По этой технологии изготовлена опытная партия зубчатых колёс ремизно-подъёмной каретки ткацкого станка. Проведённые испытания подтвердили эффективность её применения.

Новизна предложенных мероприятий подтверждена авторским свидетельством на изобретение и патентом.

Апробация работы. Основные положения работы обсуждены на научных семинарах кафедры "Металловедение и термическая обработка" МГТУ "М. Н.Э.Баумана.

Публикации. По теме диссертации опубликовано две научные статьи, получено авторское свидетельство на изобретение и положительное решение на патент.

Объём и структура работы. Диссертация изложена на 129 страницах машинописного текста, содержит 59 рисунков и 9 таблиц; состоит из введения, 5 глав, выводов, списка литературы из 137 наименований и приложения.

СОДЕРЖАНИЕ РАБОТЫ

Во введении установлено направление проведения работы, поставлена цель исследования, показана его научная новизна и изложены основные положения, которые выдвигаются автором для защиты.

В первой главе на основании анализа литературных источников показано влияние азотирования, а также пластической деформации на превращения в сталях.

Свойства азотированного слоя определяются размерами и плотностью распределения нитридов легирующих элементов. Показано, что увеличение степени дефектности матрицы приводит к образованию во время азотирования в основном нитридов легирующих элементов частично когерентных или некогерентных с матрицей. Выделение таких нитридов обуславливает снижение микродеформаций решётки α -фазы азотированного слоя, что существенно сказывается на эксплуатационных свойствах азотированных сталей.

Одним из наиболее эффективных способов увеличения степени дефектности матрицы перед азотированием является пластическая

деформация. Установлено, что влияние пластической деформации на микроструктуру мартенсита заключается в возникновении текстуры деформации. С увеличением степени деформации текстурные компоненты проявляются более чётко. Влияние пластической деформации на субструктуру мартенсита выражается в изменении плотности и распределения дислокаций, изменении тетрагональности мартенсита вследствие перераспределения углерода. В связи с необходимостью предотвращения во время азотирования релаксации образовавшихся после деформации дефектов обоснован выбор технологии азотирования в плазме тлеющего азота: такая технология позволяет ускорить насыщение стали азотом в первые часы проведения процесса.

Принимая во внимание результаты исследовательских работ, выполняемых на кафедре "Металловедение и термическая обработка" МГТ им. Н.Э. Баумана, можно сделать предположение о существенном влиянии никеля на структуру азотированного слоя теплоустойчивых сталей. В частности, показано существенное влияние никеля на возможность образования фаз на границах зёрен азотированного слоя и их морфологию. На основании изучения других источников установлено, что никель может входить в состав γ' -фазы (Fe_4N), замещая атомы железа в узлах ГЦК решётки. Причём, содержание азота в таком нитриде железа понижается.

Как правило азотирование проводят в температурном интервале развития обратимой отпускной хрупкости ($480 \dots 550^\circ\text{C}$). Вследствие длительных выдержек (десять часов) возможно изменение полученных после высокого отпуска структуры и свойств сердцевины азотированных сталей. Причиной такого изменения является перераспределение примесных элементов (Sb, P, n, S, As) между объёмом и границами зёрен. Показана возможность перераспределения легирующих элементов, например никеля, между объёмом и границами зёрен при температурно-временных параметрах азотирования. Отмечено, что сведения об ускорении выделения примесных элементов на границах зёрен атомами легирующих элементов, в частности никелем, носят противоречивый характер. Установлено, что увеличение протяжённости границ зёрен уменьшает склонность стали к охрупчиванию.

Дальнейшие исследования связаны с изучением влияния никеля и пластической деформации на структуру и контактную долговечность азотированных сталей.

Во второй главе приведено описание методик исследований и особенностей использованного оборудования. Исследовались про-

мышленные стали 16Х2Н3МФБАЮ-Ш, 16Х3НМФБ-Ш; экспериментальные низкоуглеродистые стали мартенситного класса 15ХЗГ1МФ-Ш, 15ХЗН1МФ-Ш, 15ХЗН2МФ-Ш, 20ХЗН3МФ-Ш и низкоуглеродистые экспериментальные стали с различными добавками никеля 20, 20Н1, 20Н2, 20Н3. Все представленные низкоуглеродистые стали мартенситного класса подвергали закалке после выдержки 0,5 часа при температуре 920 °С в масле и отпуску 580 °С, 2 часа. Азотирование производилось в плазме тлеющего разряда на опытно-промышленной установке типа Ион-30 в среде химически чистого азота.

Пластическая деформация осуществлялась двумя способами: выжиганием и гидродробеструйной обработкой. Выжигание производилось на винторезном токарном станке резцом с контролируемым радиусом режущей кромки без снятия стружки. Поверхностная обработка дробью производилась на промышленной установке ГДЭУ-К-ШЦЗ(2-16) с постоянной удельной кинетической энергией дробин и переменной длительностью её воздействия.

Электронномикроскопические исследования азотированного слоя и сердцевины методами тонких фольг и угольных экстракционных реплик на просвет проводились на электронном микроскопе TESLA BS-540. Использовались методы микродифракции и светлопольного и темнопольного контрастов.

В работе изучалась степень микродеформации кристаллической решётки α -твёрдого раствора по уширению интерференционных линий от плоскостей (110) и (220). Съёмка рентгенограмм осуществлялась на рентгеновском дифрактометре ДРОН-3.

Химический анализ моноватомных поверхностей материалов производился методом оже-электронной спектроскопии. Исследования осуществлялись на оже-спектрометре фирмы JEOL марки JAMP-10S. Анализ спектров оже-электронов проводился путём записи их после электрического дифференцирования и расфигуровки на ПЭВМ.

Испытания на контактную усталость осуществлялись в соответствии с ГОСТ 25.501-78. Исследования контактной долговечности по схеме качения без проскальзывания с точечным контактом проводилось на машинах МКВ-К при напряжении $\sigma_{Zmax} = 5000$ МПа. Исследования контактной долговечности по схеме качения с проскальзыванием при линейном контакте проводилось на роликовых стендах при напряжении $\sigma_{Zmax} = 2300$ МПа.

В третьей главе представлены результаты исследования химического состава границ зёрен в азотированном слое низкоуглеродистых сталей мартенситного класса и влияния никеля на структуру

ру и химический состав границ зёрен азотированного слоя и сердцевины этих сталей.

Установлено влияние никеля на карбидообразование в азотированных сталях. На основании электронномикроскопических исследований тонких фольг на просвет и экстракционных реплик показано отличие во внутризёрной структуре экспериментальных сталей 15ХЗГ1МФВ-Ш и 20ХЗНЗМФВ-Ш после высокого отпуска 550°C , 50 часов. В никельсодержащей стали в отличие от безникелевой обнаружены более дисперсные карбидные выделения иглообразной формы, равномерно распределённые по объёму зерна. Кроме того, в стали, содержащей никель около 3 %, 20ХЗНЗМФВ-Ш, отсутствуют протяжённые выделения карбидов, в отличие от сталей, содержащих никель до 1 %, например, 15ХЗН1МФВ-Ш. По итогам описанных исследований сделан вывод о необходимости введения в азотируемую сталь не менее 1,5...2 % этого легирующего элемента.

С целью подтверждения влияния никеля на карбидообразование при высоком отпуске исследовались экспериментальные углеродистые стали (20, 20Н1, 20Н2, 20НЗ). Микроструктуру изучали после закалки 940°C в подсоленную ледяную воду и отпуска 520°C , 2 часа + 500°C , 60 часов. Установлено, что в стали 20НЗ, в отличие от стали 20, отсутствуют протяжённые выделения цементита по границам зёрен, а также наблюдается более равномерное распределение цементитных выделений между границей и объёмом зерна.

На основании рентгено-спектроскопических исследований изломов сталей с различным содержанием никеля выявлены закономерности перераспределения этого легирующего элемента между границей и объёмом зерна после различных операций термической обработки. Установлено, что после закалки от температуры 920°C концентрация никеля на границах зёрен в 2...2,5 раза меньше, чем в объёме, т.е. он обладает отрицательной адсорбционной активностью по отношению к границам зёрен (гирофобностью), когда сталь находится в аустенитном состоянии. После отпуска образцов по режиму 580°C , 2 часа + 500°C , 24 часа + 540°C , 40 часов, воспроизводящего температурно-временные параметры азотирования, обнаружено не равномерное распределение никеля на границах зёрен. На этих границах образуются скопления, в которых его количество достигает до 30...40 % по массе. Такие скопления образуются вследствие обеднения других участков границ. Кроме того, установлено, что с увеличением содержания никеля в стали повышается его средняя концентрация на границах. Обнаружено одинаковое по-

вышение количества фосфора и серы на границах зёрен в сумме не более, чем до 2% по массе, во всех экспериментальных сталях вне зависимости от содержания никеля.

На основании экспериментальных результатов и анализа литературных источников предложено объяснение влияния никеля на карбидообразование и перераспределение атомов примесных элементов между границами и объёмом зерна. Во-первых, никель, уменьшая величину поверхностной свободной энергии на границе феррит-феррит, способствует коагуляции выделения цементитной фазы, тем самым не допуская образования её протяжённых выделений на границах зёрен. Во-вторых, никель уменьшает энергию связи атомов углерода с дефектами решётки и увеличивает диффузионную подвижность этих атомов в α -железе, что понижает вероятность выделения цементита на границах. В-третьих, никель снижает диффузионную подвижность карбидообразующих элементов, уменьшая вероятность образования крупноразмерных специальных карбидов. Показано, что присутствие никеля в стали не оказывает прямого влияния на выделение атомов примесных элементов на границах зёрен.

Установлено влияние никеля на нитридообразование в азотированных сталях. На основе электронномикроскопических исследований показано, что с увеличением содержания никеля в низкоуглеродистых сталях мартенситного класса от 0,72% до 3,02% после азотирования по режиму: температура 550 °C, время азотирования 50 часов; размер нитридных выделений уменьшается от 20...50 нм до 7...10 нм, а плотность их распределения в зерне увеличивается от $0,5 \times 10^{22} \text{ м}^{-3}$ до $2,5 \times 10^{22} \text{ м}^{-3}$. В стали 20ХЗН3МФБ-Ш по сравнению с безникелевой сталью 15ХЗГ1МФБ-Ш повышается доля когерентных матричных выделений, что увеличивает величину микродеформаций кристаллической решётки α -фазы. Влияние никеля на нитридообразование аналогично воздействию никеля на карбидообразование во время длительного отпуска, описанное выше. Однако в данном случае решающим обстоятельством является то, что никель заметно снижает диффузионную подвижность нитридо- и карбидообразующих элементов.

Изучение химического состава границ зёрен в азотированном слое низкоуглеродистых сталей мартенситного класса осуществлялось методом оже-электронной спектроскопии поверхностей чистомов. Хрупкий пограничный излом получали при температуре -194 °C (79K). Излом изготавливался так, чтобы его поверхность распола-

гальса перпендикулярно азотированной поверхности образца. В дальнейшем поверхности образцов, существовавшие до изготовления изломов, будем называть физическими поверхностями, а поверхности полученные после - поверхностями изломов. Азотирование осуществлялось по режиму: 1 ступень - температура 500°C , время 24 часа; 2 ступень - температура 540°C , время 40 часов.

Установлен химический состав границ зёрен в азотированном слое низкоуглеродистых сталей мартенситного класса. Наибольшее содержание никеля на границах зёрен обнаружено в ближайшем приповерхностном слое и убывает при удалении от него. Например, в стали 16Х2Н3МБ-Ш на удалении 10 мкм от физической поверхности концентрация этого легирующего элемента составила 10...15 % по массе и плавно падает до 3,5... % на расстоянии 80 мкм. При этом концентрация азота в указанных точках возрастает от 0,8 % до 1,7 %. С целью изучения распределения легирующих элементов азота по толщине диффузионной границы производили распыление металла ионами аргона. Под диффузионной границей понимается область металла прилегающая к кристаллографической границе зёрна, в которой содержание легирующих элементов отличается от среднего в зёрне. Обнаружено, что на поверхности излома концентрации никеля и азота максимальны и монотонно убывают с увеличением глубины распыления, достигая среднего содержания в объёме зёрна. Напротив, содержание хрома на этой поверхности в 1,5...3 раза ниже его среднего содержания в стали и плавно выходит на средний уровень с увеличением глубины распыления. Заметного перераспределения молибдена и ванадия между границами и объёмом зёрна не происходит. Поскольку диффузия азота при температурах азотирования является преимущественно зернограничной, очевидно, что трещина распространяется в азотированном слое по границам зёрен. Исследованием фактографий, сделанных во вторичных электродах, обнаружено, что изучаемые изломы являются хрупкими. Всей совокупностью установленных экспериментальных фактов показано, что области азотированного слоя с наибольшей концентрацией азота (а именно границы зёрен) в наименьшей степени сопротивляются зарождению и распространению трещин. Предполагая, что крупная трещина раскалывает диффузионную границу зёрна пополам, толщину этой границы можно оценить: на глубине 10 мкм от физической поверхности в 600 нм, на глубине 80 мкм - в 100...150 нм.

Установлена взаимосвязь между содержанием никеля и азота

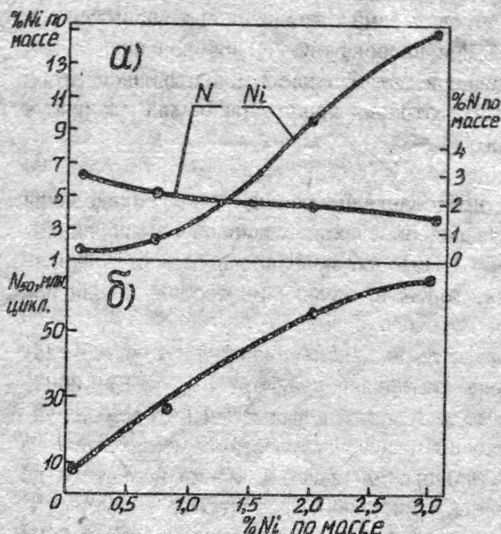


Рис. 1 Зависимость концентрации Ni и N (а) на границах зёрен в азотированном слое и контактной долговечности (б) от содержания Ni в стали.

на границах зёрен в азотированном слое. С увеличением содержания никеля в стали от 0,16 % до 3,02 % его концентрация на границе зерна, например, на расстоянии 20 мкм от физической поверхности повышается от 1,4 % до 15 %, а концентрация азота падает от 3 % до 1,5 % (рис. 1).

Обнаруженное перераспределение никеля между границами и объёмом зёрен в азотированном слое принципиально отличается от перераспределения этого элемента в сердцевине. В азотированном слое отсутствуют скопления атомов ни-

келя, распределённых статистически, и имеет место градиент концентрации этих атомов в зависимости от расстояния от физической поверхности. Градиент концентрации никеля и взаимосвязь содержания на границах никеля и азота предложено связать с установившимися в литературе представлениями о выделении на границах во время азотирования нитрида железа Fe_4N (γ' -фазы). Атомы никеля перемещаются к этой фазе, в которой растворимость никеля выше, чем в α -фазе. Они замещают атомы железа в этой решётке и уменьшают в ней растворимость азота. Чем дальше исследуемая точка на границе отстоит от физической поверхности, тем меньше время существования γ' -фазы в ней при температуре азотирования и тем меньше содержание в этой точке никеля. Дано термодинамическое обоснование возможности вытеснения никеля из α -твёрдого раствора азота в железе во время азотирования. Перемещение атомов никеля из α -твёрдого раствора в пограничную фазу, имеющую

ГЦК решётку, умеет шает свободную энергию системы.

Перераспределение атомов хрома связано с его значительной растворимостью в α -фазе. При нагреве под азотирование атомы хрома перемещаются от границ в объём зерна. Внедрившиеся атомы азота образуют нитриды с атомами хрома, закрепляя сложившуюся картину распределения.

В четвертой главе представлены результаты исследования влияния пластической деформации, предшествующей азотированию, на структурообразование во время азотирования в сталях с различным содержанием никеля, а также химический состав границ зёрен в азотированном слое.

Исследованием микроструктуры экспериментальных низкоуглеродистых сталей с различным содержанием никеля (20, 20Н1, 20Н2, 20Н3), полученной после пластической деформации методом выглаживания и отпуска 500 °С, 60 часов, установлено отсутствие в никельсодержащей стали 20Н3 протяжённых выделений цемента по границам зёрен и наличие таких выделений в деформированной стали 20. По сравнению с недеформированным состоянием в стали 20Н3 обнаружено полностью равномерное распределение глобулярных цементитных выделений по границам и по объёму зерна: цепочки глобулей избыточной фазы, декорирующие границы зёрен, отсутствуют совершенно.

Пластическая деформация теплостойких сталей производилась после отпуска 580 °С, 2 часа перед азотированием двумя способами: выглаживанием резцом без снятия стружки и посредством гидродробеструйной обработки (ГДО) с различной продолжительностью воздействия. Выглаживание - наиболее удобный в лабораторных условиях способ моделирования значительной поверхностной пластической деформации. Следствием выглаживания являются как изменения в микроструктуре, связанные с образованием текстуры, так и изменения в субструктуре обрабатываемых сталей, приводящие к измельчению блоков. ГДО - наиболее технологичный способ поверхностного пластического деформирования деталей, применяемый в промышленности. Она не изменяет микроструктуры сталей, оказывая воздействие лишь на их субструктуру, главным из которых стало увеличение количества дислокаций и других дефектов.

Показано, что низкоуглеродистые стали мартенситного класса обладают достаточной теплостойкостью. Например, твёрдость на поверхность стали 16Х2НЗМБВАЮ-Ш после выглаживания и отпуска

500 °C, 20 часов г изилась от 6800 МПа до 4600 МПа, не достигнув твёрдости сердцевины. То есть, релаксация дефектов происходит достаточно медленно и диффузия азота во время азотирования будет осуществлять ся по дефектным областям сталей.

На основании структурных исследований обнаружено, что после азотирования образцов, предварительно обработанных выглаживанием, текстура деформации сохраняется. Размер блоков несколько увеличивается по сравнению с их размером до азотирования. Однако величина блоков меньше, чем в образцах не прошедших предварительную обработку.

Установлено, что повышение дефектности матрицы применением поверхностной пластической деформации понижает уровень микродеформаций в азотированном слое. Определён оптимальный режим ГДО, обеспечивающий наибольшее снижение уровня микродеформаций. Так на образцах, изготовленных из стали 16Х2НЗМФБАУ-Ш, и обработанных ГДО с длительностью 6 мин/ед пл, ширина интерференционной линии (220), наиболее чувствительная к изменению уровня микроискажений, уменьшается от 52 мрад до 47 мрад.

Показано, что увеличение степени дефектности матрицы посредством применения ППД перед азотированием приводит к существенному уменьшению числа когерентных нитридных выделений вносящих значительный вклад в увеличение микродеформаций в азотированном слое. Поскольку плотность дислокаций и других дефектов в наклёпанной стали выше, чем в ненаклёпанной, то атомы нитридообразующих элементов приобретают большую подвижность, следствием чего является очевидно образование нитридных выделений значительных размеров, не связанных с решёткой матрицы.

Изучение влияния пластической деформации, предшествующей азотированию, на химический состав границ зёрен в азотированном слое низкоуглеродистых сталей мартенситного класса осуществлялось методом оже-электронной спектроскопии. Пластическая деформация образцов осуществлялась методом выглаживания. Установлено, что при изготовлении изломов образцов, охлаждённых до температуры -194 °C (79 K), трещина распространяется по областям с наибольшей концентрацией азота. Максимальное содержание азота на поверхности излома деформированного образца в отличие от недеформированного монотонно падает от 2,4 % по массе на удалении 10 мкм от физической поверхности до 1,6 % на удалении 120 мкм. Концентрация этого элемента по толщине диффузионной границы плавно уменьшается от середины к краю до среднего содержания в

матрице на всех исследованных расстояниях от физической поверхности. Толщину диффузионной границы можно оценить: на глубине 10...35 мкм от физической поверхности в 600 и более нанометров, на глубине 120 мкм в 250...300 нм.

Установлено, что в отличие от недеформированного состояния распределение никеля по толщине диффузионной границы не монотонно. Его концентрация увеличивается от середины диффузионной границы до некоторой толщины, а затем начинает снижаться. То есть кривая распределения проходит через максимум - чем больше расстояние от физической поверхности, тем меньше величина указанного максимума. Как и в недеформированном состоянии максимальная концентрация никеля на границе зерна в азотированном слое предварительно деформированной стали 16Х2НМФАЮ-Ш обнаружена на расстоянии 10 мкм от физической поверхности и составила 25...30 % по массе. С удалением от физической поверхности до 120 мкм наибольшее содержание этого элемента падает до 4,25 % по массе.

Показано, что пластическая деформация усиливает перераспределение хрома по сравнению с недеформированным состоянием. На расстоянии диффузионной границы до расстояния 35 мкм от физической поверхности содержание хрома равно нулю. На других расстояниях - его содержание в 2...3 раза меньше среднего содержания в стали. Кривая распределения хрома по толщине диффузионной границы проходит через максимум и плавно падает до его среднего содержания в стали. Как и в случае недеформированного состояния заметного перераспределения молибдена и ванадия между границами и объемом зерна не происходит.

На основании обнаруженных отличий в распределении азота и никеля на диффузионной границе деформированных и недеформированных образцов показана степень влияния дефектности структуры на перераспределение атомов различных химических элементов между границей и объемом зерна во время азотирования. Вследствие увеличения степени дефектности структуры происходит расширение диффузионной границы, а также увеличение подвижности легирующих элементов в объеме зерна. Поэтому, атомы никеля концентрируются на диффузионной границе в количестве приблизительно в два раза превышающем по максимальному значению их количество в недеформированных образцах. Атомы никеля, замещая атомы железа в γ -фазе, переходят в более устойчивое состояние, чем в α -растворе. Такой переход сопровождается увеличением энергии актива-

ции диффузии, а следовательно уменьшением диффузионной активности. Времени азотирования оказывается недостаточно для перемещения атомов никеля к середине диффузионной границы. Высокая диффузионная подвижность упомянутых атомов в α -фазе и низкая подвижность в γ' -фазе на границе приводит к возникновению максимума концентрации никеля на некотором удалении от середины диффузионной границы. Сравнительно невысокая концентрация никеля на середине диффузионной границы деформированных образцов определяет отличия в распределении здесь азота по глубине азотированного слоя от недеформированных образцов: более высокое содержание азота в абсолютном значении, монотонное уменьшение концентрации от физической поверхности вглубь образца.

В пятой главе представлены результаты сравнительных испытаний на контактную долговечность азотированных низкоуглеродистых сталей мартенситного класса с различным содержанием никеля, а также стали 16Х2Н3МФБАЮ-Ш, обработанной методом гидродробеструйной обработки по различным режимам до азотирования. Азотирование образцов осуществлялось в одной садке по двухступенчатому режиму.

Испытания сталей с различным содержанием никеля проводились по схеме линейного контакта. По итогам испытаний построена кривая контактной усталости (рис. 1). С увеличением содержания никеля в теплостойких сталях от 0,16 % до 3,02 % контактная долговечность, определённая при напряжении $\sigma_H = 2300$ МПа, повышается от 9 млн. циклов до 65 млн. циклов. Такое повышение уровня контактной долговечности связано с уменьшением хрупкости верногограничной γ' -фазы в никельсодержащих азотируемых сталях.

Испытания стали 16Х2Н3МФБАЮ-Ш, обработанной методом ГДО с различной длительностью воздействия до азотирования, проводилось по схеме точечного контакта. Установлено, что применение пластической деформации методом ГДО по оптимальному режиму повышает контактную долговечность, определённую при напряжении $\sigma_H = 5000$ МПа, приблизительно в 2 раза. Основываясь на теории "слабого звена", причиной повышения контактной долговечности определено улучшение пластических свойств по граничной γ' -фазе вследствие увеличения содержания в ней никеля. Показано, что изменение структуры поверхностного слоя на глубине меньшей, чем глубина азотированного слоя, оказывает существенное влияние на сопротивление контактной усталости последнего.

Произведены успешные натурные испытания низкоинерционной

ремизно-подъёмник каретки новой конструкции КР-1, зубчатые колёса которой были изготовлены по предложенной комплексной технологии предшествующей азотированию обработки и азотирования. Параметры зубчатых муфт: число зубьев - 60 и 15, модуль - 2 мм, ширина венца - 5 и 4,7 мм, масса - 220 и 70 г, степень точности - 6-B по ГОСТ 1643-81. Предложенная технология рекомендована к внедрению.

ВЫВОДЫ

1. Впервые установлен химический состав границ зёрен в азотированном слое низкоуглеродистых сталей мартенситного класса:

а) в стали 16Х2Н3МБВАЮ-Ш наибольшее содержание никеля и азота отмечено на середине диффузионной границы, оно уменьшается для никеля от 15 % по массе до 3,6 % и увеличивается для азота от 0,8 % до 1,7 % при удалении от физической поверхности от 10 мкм до 80 мкм.

б) в стали 16Х2Н3МБВАЮ-Ш на середине диффузионной границы концентрация хрома в 1,5...5 раза ниже средней концентрации в стали;

в) существенного перераспределения молибдена и ванадия между границами и объёмом зёрен в азотированном слое не происходит;

г) ширина диффузионной границы изменяется от 600 нм на расстоянии 10 мкм от физической поверхности до 100...150 нм на расстоянии 80 мкм;

д) по толщине диффузионной границы содержание никеля и азота монотонно понижается, а хрома монотонно повышается до среднего уровня в стали от середины к краю диффузионной границы.

2. Установлено влияние никеля на структуру и свойства азотированных теплоустойчивых сталей мартенситного класса:

а) вследствие повышения содержания никеля в стали от 0,72% до 3,02 % по массе после ионного азотирования по режиму: температура 550 °С, давление среды 550...700 Па, время 50 часов; размер выделений нитридов легирующих элементов понижается от 20...50 нм до 7...10 нм, а плотность их распределения в зёрнах увеличивается от $0,5 \times 10^{22} \text{ м}^{-3}$ до $2,5 \times 10^{22} \text{ м}^{-3}$;

б) с увеличением содержания никеля в стали от 0,16 % до 3,02 % по массе концентрация этого элемента на границах зёрен в

азотированном слое повышается от 1,4 % до 15 %, а концентрация азота падает от 3 % до 1,5 %;

в) в сердцевине стали 16Х2Н3МФБАУ-Ш (ВКС-7) после закалки с температуры 920 °С концентрация никеля на границах зёрен в 2...2,5 раза меньше, чем в объёме зёрен, а после отпуска по режиму: 580 °С, 2 часа + 500 °С, 24 часа + 540 °С, 40 часов; концентрация никеля на границах увеличивается до среднего содержания в стали;

г) в сердцевине низкоуглеродистых сталей мартенситного класса после отпуска по режиму, указанному в предыдущем пункте, на границе зёрен образуются скопления атомов никеля. С увеличением среднего содержания никеля в стали от 0,99 % до 3,15 % по массе максимальное содержание этого элемента в скоплениях на границах зёрен увеличивается от 6,4 % до 30,7 %, а суммарное максимальное содержание атомов фосфора и серы меняется от 2% до 0,6% по массе.

д) никель препятствует образованию по границам зёрен в стали 20 протяжённых выделений цементита и способствует более равномерному их распределению между границами и объёмом во время отпуска по режиму: 520 °С, 2 часа + 500 °С, 60 часов;

е) применение азотированной никельсодержащей стали 20Х3Н3МФБ-Ш по сравнению с безникелевой 15Х3Г1МФБ-Ш повышает контактную долговечность N_{50} при испытании по схеме линейного контакта на уровне напряжений $\sigma_H = 2300$ МПа с 10 млн. циклов до 65 млн. циклов.

3. Установлено влияние пластической деформации предшествующей азотированию на структуру и свойства хромоникельмолибденованадиевых сталей:

а) пластическая деформация способствует преимущественному образованию в азотированном слое некогерентных с матрицей нитридных фаз;

б) следствием пластической деформации является повышение максимальной концентрации никеля на границах зёрен в азотированном слое стали 16Х2Н3МФБАУ-Ш до 25...30 % по массе и дополнительное снижение концентрации азота до 0,5...1,0 %;

в) пластическая деформация стали 16Х2Н3МФБАУ-Ш методом гидродробеструйной обработки перед азотированием по режиму: удельная кинетическая энергия дроба $E_{уд} = 1,73$ кДж/м²с, время обработки единицы площади $\tau_{ед пл} = 6$ мин; повышает контактную долговечность N_{50} при испытании по схеме точечного контакта на

уровне напряжений $\sigma_H = 5000$ МПа с 10 млн. циклов до 22 млн. циклов.

4. Для изготовления зубчатых колёс ремизно-подъёмной каретки новой конструкции для ткацких станков из стали 16Х2Н3МФБАУ-Ш опробована комплексная технология, включающая:

- предварительную термическую обработку по режиму:

- 1 цикл - отпуск 650 °С, 2 часа + закалка 975 °С, 1 час, масло;
- 2 цикл - отпуск 650 °С, 2 часа + закалка 900 °С, 1 час, масло;
- 3 цикл - отпуск 650 °С, 2 часа + закалка 900 °С, 1 час, масло, отпуск 600 °С, 2 часа;

- пластическую деформацию методом гидродробеструйной обработки по следующему режиму: удельная кинетическая энергия дробин $E_{уд} = 1,73$ кДж/м²с длительность воздействия на единицу площади $t_{ед пл} = 6$ мин;

- ионное азотирование по режиму: 1 ступень - температура 500 °С, давление среды 400...550 Па, время 24 часа; 2 ступень - температура 540 °С, давление среды 550...700 Па, время 40 часов.

Применение данной технологии позволило получить контактную выносливость зубчатых колёс ремизно-подъёмной каретки соизмеримую с уровнем цементованных деталей при отсутствии коробления.

5. Новая азотируемая сталь 20Х3Н3МФБ-Ш и комплексная технология её обработки внедрены для изготовления высоконагруженных зубчатых колёс угледобывающего комбайна К-500 на АО ГМЗ.

Основное содержание диссертации отражено в работах:

1. Влияние предварительной поверхностной пластической деформации на структуру и контактную долговечность азотированной стали 16Х2Н3МФБАУ-Ш (ВКС-7) / С.А. Герасимов, Э.А. Елисеев, В.К. Кучерявый и др. // МИТОМ. - 1994. - №5. - С. 31...33.
2. Влияние размера зерна аустенита на структуру и контактную долговечность азотированной стали / С.А. Герасимов, С.Д. Карпухин, Э.А. Елисеев и др. // МИТОМ. - 1994. - №6. - С. 13...15.
3. А.с. № 1770445 СССР, МКИ⁴ С 21 В 1/78. Способ азотирования деталей / С.А. Герасимов, С.Д. Карпухин, Э.А. Елисеев и др. - № 4887500/02; Заявл. 03.12.90.; Опубл. 20.09.92. Бюл. №39 // Открытия и изобретения. - 1992. - №39. - С. 12-13.
4. Положительное решение по заявке на патент № 5062771/02 от 20.10.92. Азотируемая сталь для тяжело нагруженных деталей машин / В.К. Некрасов, С.А. Герасимов, Э.А. Елисеев и др.