

УДК 621.785.53:620.178.16.620.186

ОСОБЕННОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ СТРУКТУРЫ И ТРИБОЛОГИЧЕСКИХ СВОЙСТВ АЗОТИРОВАННЫХ СТАЛЕЙ И СПЛАВОВ

© С.А. Герасимов¹, Л.И. Куксенова^{1,2}, М.С. Алексеева^{2,3}¹МГТУ им. Н.Э. Баумана, Москва, Россия; ²ИМАШ РАН им. А.А. Благонравова, Москва, Россия; ³ФГУП ВИАМ, Москва, Россияlkukc@mail.ru

Аннотация. Рассмотрены закономерности формирования структуры сталей и сплавов перлитного, мартенситного и аустенитного классов при азотировании и их влияние на твердость, износостойкость и контактную выносливость. Описаны два способа оценки качества поверхностных слоев азотированных сталей и сплавов с позиций трибологии: оценка способности азотированного слоя воспринимать пластическую деформацию и оценка работоспособности диффузионной зоны при трении на основе разработанного комплексного структурного параметра.

Ключевые слова: износ, контактная выносливость, твердость, структура, стали, азотирование.

PECULIARITIES OF STRUCTURE AND TRIBOLOGICAL PROPERTIES FORMATION OF THE NITRIDED STEEL AND ALLOY

© S.A. Gerasimov¹, L.I. Kuksenova^{1,2}, M.S. Alekseeva^{2,3}¹Moscow State Technical University named after N.E. Bauman, Moscow, Russia;²IMASH RAN, Moscow, Russia; ³VIAM, Moscow, Russialkukc@mail.ru

Abstract. Conformity to natural laws of structure formation of steel and alloys during nitriding and the influence on mechanical and tribological properties are discussed. Two methods for evaluation of the tribological quality of nitreded surface layers are described.

Keywords: wear, contact endurance, hardness, structure, steels, nitriding.

Современное машиностроение характеризуется сложными условиями эксплуатации машин, связанными с высоким уровнем действующих напряжений, вибрациями, широким температурным интервалом, агрессивными средами и т.п. Поэтому необходимо соблюдение особых требований к материалам трущихся деталей по обеспечению надежности и ресурса работы, которые во многом зависят от износостойкости материалов. Среди различных способов повышения сопротивления изнашиванию в настоящее время азотирование находит все большее применение благодаря тому, что оно позволяет увеличивать комплекс свойств, среди которого твердость поверхностных слоев, прочность, износостойкость, контактная выносливость, задиростойкость, сопротивление усталости и коррозии разнообразных деталей из сталей и сплавов.

Целью данной работы является формулировка научно-обоснованных положений по характеристикам структуры и свойств азотированного слоя, обеспечивающих повышение триботехнических характеристик металлических материалов и ресурса изделий из них.

Исследовали стали перлитного и мартенситного классов 40X, 38X2МЮА, ВКС-7 и модельные сплавы на основе железа с ОЦК решеткой, легированные Cr, Mo, Al в количестве до 4 ат.%, и на основе железа с ГЦК решеткой, легированные Ni (29 ат.%), Cr, Al, Ti в количестве до 4 ат.%.

Стали 38X2МЮА и 40X подвергали улучшению по принятым для этих материалов режимам. Для уточнения режимов термической обработки стали ВКС-7 определяли критические точки дилатометрическим методом. Модельные сплавы перед азотированием отжигали при 900°C, 2 ч. Насыщение поверхности образцов осуществляли газовым и ионным азотированием и ионной имплантацией азота. Проводили также двухступенчатое газовое азотирование.

Выбор экспериментальных методик для изучения структуры и свойств азотированных слоев основан на использовании трибологического подхода к оценке качества поверхностных слоев. В его основе лежит оценка микроскопических критериев материала приповерхностного микрообъема (физическое уширение интерференционных линий, фазовый состав, размер частиц упрочняющей фазы и расстояние между ними и др.) и макроскопических критериев пары трения в целом (уровень поверхностного разрушения (износ), допустимые давления, относительная износостойкость). Микроскопические критерии выявляют структурное состояние зоны деформации при трении, макроскопические – отражают механизм контактного взаимодействия, связанный с деформацией и разрушением слоев, а в совокупности они характеризуют качество азотированного слоя с позиций трибологии.

Для оценки микроскопических критериев применяли металлографический, рентгеноструктурный и электронно-микроскопический методы. Металлографические исследования проводили на световом микроскопе Leica Dm IRM. Электронно-микроскопические исследования проводили на электронном микроскопе TESLA BS-540 в режимах микродифракции, темнопольного и светлопольного изображений. Для оценки характеристик структуры азотированного слоя в исходном до трения состоянии проводили рентгено съемки на дифрактометре ДРОН-4С в монохроматическом Co-K α излучении с компьютерной обработкой. Изучение структуры зоны поверхностной пластической деформации после трения осуществляли с помощью специального метода скользящего пучка рентгеновских лучей. Неразрушающий послойный анализ деформированных поверхностных слоев проводили также в Co-K α излучении.

Оценку микротвердости проводили на приборе Durascan-70 по ГОСТ 9450-60 при нагрузке 1Н; оценку твердости по Виккерсу проводили на приборе ТП по ГОСТ 29999-59 при нагрузке 50Н.

Триботехнические испытания проводили по трем методикам. Для схемы скольжения ролика по плоскости использовали машину трения Шкода-Савин при числе оборотов ролика 675 мин⁻¹ и давлении 150Н; испытания при трении качения роликов с проскальзыванием 10% проводили на машине трения СМЦ-2 при скорости вращения нижнего ролика 200об/мин, верхнего – 180 об/мин; испытания при трении скольжения проводили на восьмипозиционной машине трения МТ-8 с возвратно-поступательным движением образцов при средней скорости скольжения 0,19 м/с и давлении до 40 МПа. Оценивали макроскопические характеристики пары трения в целом (интенсивность изнашивания, относительную износостойкость, стойкость к заеданию и фрикционность).

Испытания на контактную выносливость проводили тремя методами в соответствии с ГОСТ 25.501-78, что обеспечило получение различных схем испытаний: с точечным и линейным пятном контакта, с проскальзыванием и без проскальзывания, а также с разной глубиной залегания (0,01...0,04 мм) максимальных касательных напряжений, ответственных за зарождение усталостной трещины. Шариковые машины МТ-4 применяли для испытания плоских образцов, роликовые машины МКВ-К – цилиндрических образцов. Эти машины разработаны в соответствии со схемой качения без проскальзывания, имитирующие условия работы под-

шипников качения. Для проведения контактных испытаний по схеме качения с проскальзыванием изготовлены роликовые стенды, сконструированные на основе машины, разработанной ИМАШ РАН им. А.А. Благонравова.

Результаты, обобщения и обсуждения. В России азотирование прошло все основные стадии развития: научные эксперименты, лабораторные исследования, стендовые испытания и промышленное использование. Достигнутые результаты позволили широко внедрить процесс азотирования на машиностроительных предприятиях для обработки изделий из различных конструкционных материалов.

Таблица 1. Периоды развития азотирования в России [1]

Название и продолжительность периода	Достигнутый результат	Ведущие ученые России в области азотирования
1. 1905-1940г.г. Первые системные изыскания в области азотирования и разработка промышленных процессов	Разработаны научные основы процесса азотирования: теории чистой (атомной) и реакционной (реактивной) диффузии, представления о механизме образования структуры диффузионного слоя, фазового состава слоя, влияния температуры обработки на структуру и свойства слоя. Разработаны промышленные технологические процессы азотирования и определен химический состав нитроллов. Предложены ступенчатые режимы азотирования, процесс антикоррозионного азотирования.	Чижевский Н.П. Минкевич Н.А. Конторович И.Е. Юрьев С.Ф. Смирнов А.В. Прокошкин Д.А. Просвирина В.И. Афонский И.Ф. Вер О.И. Рябенков А.В. Яхнина В.Д.
2. 1940-1960г.г. Классическое газовое азотирование	В промышленности широко применяются стабильные технологические процессы азотирования. Разработаны эффективные комбинированные способы совмещения процессов азотирования и закалки («нитрозакалка»). Началась активная деятельность в области азотирования проф.Лахтина Ю.М.	Лахтин Ю.М. Косолапов Г.Ф. Минкевич А.Н. Белоручев А.В. Юргенсон А.А. Арзамасов Б.Н. Коган Я.Д.
3. 1960-1980г.г. Низкотемпературная химико-термическая обработка (НХТО)	Качественное изменение процесса насыщения: одновременно с азотом поверхностный слой стали насыщают и углеродом. Появилось большое количество технологических процессов, объединенных общим названием НХТО. Уточнена структурная модель азотированного слоя, введено понятие азотного потенциала атмосферы. Разработаны процессы и оборудование ионного азотирования.	Бабад-Захряпин А.А. Попов А.А. Белоцкий А.В. Гюлиханданов Е.Л. Зинченко В.М. Герасимов С.А. Неустроев Г.Н. Глуценко В.Н. Тихонов А.К.
4. 1980-н.в. Новые направления развития НХТО	Автоматизация процессов НХТО осуществляется через создание программ компьютерного моделирования диффузионных процессов при газовом азотировании и разработку аппаратного обеспечения автоматизированных систем управления технологическими процессами (АСУТП). Предложены новые понятие и способ определения азотного потенциала, на основе которых созданы новые АСУТП в газовых средах. Предложена концепция насыщения в новых атмосферах – продуктах неполного каталитического окисления аммиака. Получили развитие дуплексные процессы на базе азотирования и азотирование в атмосферах под высоким давлением.	Кипарисов С.С. Левинский Ю.В.

Проведенный нами комплекс экспериментальных исследований [2, 3] позволил разработать модели формирования структурного состояния азотированного слоя в сталях перлитного, мартенситного и аустенитного классов и выявить аналогию становления этого состояния 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 ($\sim 540^\circ\text{C}$) – полукogerентные выделения; третий – при температурах $560\dots 580^\circ\text{C}$ – с нарушенной когерентностью (сталь 38X2MЮА).

В сталях перлитного и аустенитного классов преимущественным является гомогенное зарождение нитридных частиц, в сталях мартенситного класса – гетерогенное зарождение. В сталях мартенситного класса при низких температурах азотирования $500\dots 520^\circ\text{C}$ одновременно присутствуют матричные когерентные зародыши нитридной фазы с размером в несколько нанометров и некогерентные, образующиеся на дефектах кристаллического строения, размером $10\dots 15$ нм. Поверхностное пластическое деформирование (ППД), проведенное перед азотированием, увеличивая плотность дефектов строения, повышает долю образующихся в азотированном слое некогерентных нитридных фаз и уменьшает долю когерентных. При азотировании сталей всех 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. 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. При этом 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.

Важную роль в износостойкости азотированных сталей играет микродеформация кристаллической решетки. Исследования показали, что 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 $1,5\dots 2$ раза меньше, чем в стали 38X2MЮА 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.

Границы зерен играют особую роль в формировании уровня механических свойств. В азотированном слое сталей перлитного и мартенситного классов зернограницные области 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 удель-

ный объем матрицы, что и вызывает деформацию последней. Никель препятствует образованию в азотированном слое нитридных и карбидных выделений по границам зерен в виде цепочек.

В процессе азотирования в диффузионном слое происходит перераспределение легирующих элементов, выражающееся в увеличении их концентрации на границах бывших аустенитных зерен. В стали 38Х2МЮА количество нитридообразующих элементов (Cr и Al) в зернограничной 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 количеству нитридных выделений и поэтому к значительному охрупчиванию слоя. В никельсодержащих сталях зернограничные 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 зернограничной области диффузионного слоя до 30 %, и вследствие этого охрупчивание слоя не проявляется.

Строения азотированного слоя влияет на твердость сталей перлитного, мартенситного и аустенитного классов. В азотированных сталях реализуются механизмы упрочнения, имеющие место при дисперсном твердении в стареющих сплавах. При образовании когерентных зародышей нитридной фазы, которые наблюдаются в сталях перлитного и аустенитного классов при низких температурах азотирования (500...540°C), когда достигается значительная микродеформация, реализуется механизм перерезания частиц дислокациями, что определяет достижение максимальной твердости. При образовании некогерентных частиц нитридов, что наблюдается в сталях перлитного и аустенитного классов при более высоких температурах азотирования (580...620°C) и в сталях мартенситного класса при температурах 500...540°C, 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.

Износостойкость азотированных сталей. Испытания на износ стали 38Х2МЮА выявили наличие четырех участков на кривых кинетики изнашивания основного образца и контртела в функции времени испытания и толщины азотированного слоя, отличающихся величиной потери массы, рис.1: I – зона приработки; II – зона повышенной износостойкости; III – зоны высокой износостойкости; IV – зона образования повреждаемости в виде задиров. С увеличением температуры предварительного отпуска от 500 до 650°C наблюдается увеличением толщины слоя, обеспечивающего повышенную износостойкость, более, чем в 2 раза; толщина слоя, обладающего высокой износостойкостью, увеличивается более, чем в 6 раз.

Послойные исследования с помощью неразрушающегося метода скользящего пучка рентгеновских лучей и просвечивающей электронной микроскопии позволили выявить фазовый состав азотированного слоя по глубине: оксиды Fe₃O₄; ε-фаза; смесь ε- и γ'-фаз в виде чередующихся пластинчатых образований; γ'-фаза с тонкими прослойками ε-фазы; α-Fe с дисперсными включениями нитридов легирующих элементов.

Рентгенографическое исследование стали по глубине зоны деформации при трении показало, что на всех участках кривой изнашивания разрушаются слои, состоящие из определенных структурных составляющих: в зоне приработки происходит преимущественное разрушение слоя окислов железа; зона повышенной износостойкости состоит в основном из ε-фазы, при этом переходная область в зону высокой износостойкости, соответствующая повышению уровня износа, характеризуется ростом отношения объемных долей фаз γ'/ε; в зоне высокой износостойкости деформационные процессы локализуются в диффузионном слое; зона перехода материала в неработоспособное состояние характеризуется высоким значением физического уширения рентгеновских линий α-Fe, свидетельствующем о накоплении предельной

плотности дефектов кристаллической решетки, приводящей к разрушению поверхности трения.

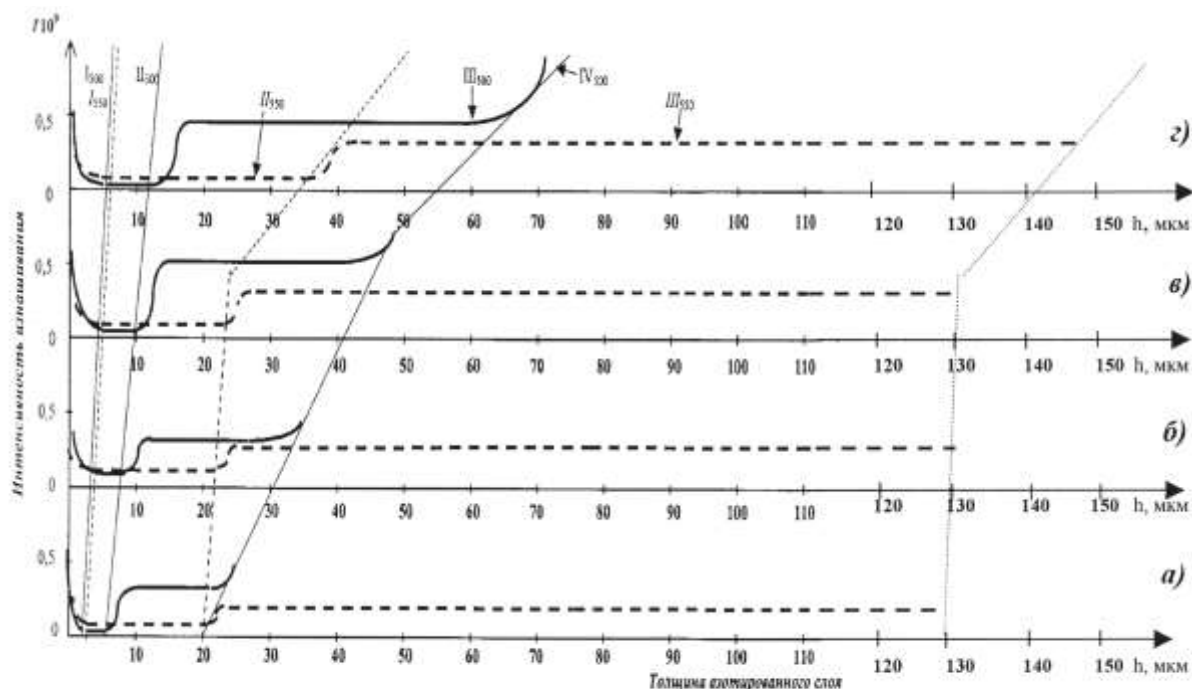


Рис.1 Распределение интенсивности изнашивания азотированной стали 38X2MЮА по глубине азотированного слоя после различных температур предварительного отпуска и азотирования: — $T_{аз} = 500^{\circ}\text{C}$, - - - $T_{аз} = 550^{\circ}\text{C}$: а - $T_{отп} = 500^{\circ}\text{C}$, б - $T_{отп} = 550^{\circ}\text{C}$, в - $T_{отп} = 600^{\circ}\text{C}$, г - $T_{отп} = 650^{\circ}\text{C}$.

Температура предварительного отпуска стали влияет на фазовый состав по толщине азотированного слоя и на структурное состояние фаз. С повышением температуры предварительного отпуска толщина слоя нитридов железа ϵ возрастает. Физическое уширение рентгеновских линий ϵ -фазы по толщине слоя неоднородно: с увеличением расстояния от поверхности $\beta_{(hkl)}$ ϵ -фазы уменьшается. При этом для каждой толщины слоя нитридов значение физического уширения линий тем выше, чем выше температуры предварительного отпуска. Физическое уширение рентгеновских линий азотированной α -фазы с повышением температуры предварительного отпуска уменьшается.

Оценка размера частиц ϵ -фазы прямым методом ПЭМ и косвенным по значению $\beta_{(hkl)}$ показали их хорошее соответствие. На основе полученных данных сделан вывод, что слой нитридов железа ϵ на поверхности стали 38X2MЮА, является нанокристаллическим со средним размером частиц, равным 50 нм при $T_{отп} = 500^{\circ}\text{C}$, 40 нм при $T_{отп} = 550^{\circ}\text{C}$, 30 нм при $T_{отп} = 600^{\circ}\text{C}$, 25 нм при $T_{отп} = 650^{\circ}\text{C}$. Частицы γ' -фазы имеют размер >100 нм.

Полученные данные о размерах частиц ϵ и γ' -фаз и известные публикации дали основание высказать кристаллографическую модель, отражающую микроскопический механизм образования нанокристаллических частиц ϵ -фазы в результате твердофазной реакции. В пределах кубической решетки нитрида γ' -Fe₄N происходит локальная перестройка кубооктаэдра в икосаэдр. Последующее присоединение октаэдрических кластеров к граням икосаэдра создает конфигурацию из 20 октаэдров, представляющую зародыш гексагональной структуры. В этом зародыше присутствует 10 разных ориентировок гексагональной упаковки, имеющих одинаковые стартовые условия роста. Поэтому при разрастании зародышей образуется более

мелкое зерно. При азотировании происходит одновременное зарождение и разрастание пятикратных двойников на стабилизированных атомами азота икосаэдрических кластерах. На основе данных о структуре и уровне изнашивания сформулированы положения по структуре азотированного слоя, выполнение которых обеспечивает существенный положительный эффект для пар трения скольжения. В процессе азотирования необходимо формирование наддиффузионной зоной поверхностного слоя, преимущественно состоящего из ϵ -фазы в нанокристаллическом состоянии. Для тех деталей, где шлифование после азотирования не является обязательным, оно должно быть исключено. При этом интенсивность изнашивания слоя нитридов в 2-3 раза ниже, чем диффузионной зоны, а долговечность пары трения при наличии слоя ϵ -фазы увеличивается в 2 раза [4].

Эксплуатационные свойства азотированных сталей. По описанным выше методикам испытывались стали разных классов. На основе выявленных закономерностей формирования структуры при азотировании и результатов механических испытаний сформулированы условия обеспечения высоких триботехнических показателей обработанных материалов.

Для сталей перлитного и мартенситного классов максимальной работоспособностью при контактном взаимодействии обладают азотированные слои, содержащие дисперсные некогерентные нитриды. Они характеризуются меньшей склонностью к охрупчиванию вследствие невысокого уровня микродеформации кристаллической решетки матрицы.

Основными условиями получения высокой контактной выносливости являются:

- высокий уровень твердости азотированного слоя при уровне микродеформации кристаллической решетки матрицы, что обеспечивающей формирование некогерентных нитридных частиц размером 10...20 нм, равномерно распределенных по объему зерна;
- отсутствие зернограничных выделений частиц нитридных и карбидных фаз в слое и карбидных частиц в нейтральной зоне деталей в виде цепочек;
- наличие повышенного (до 10...30 %) содержания никеля, минимального количества нитридообразующих элементов и азота в зернограничных кристаллах феррита;
- мелкое зерно аустенита (до № 10...13);
- высокая прочность стали ($\sigma_{0,2} > 1000$ МПа);
- максимальная толщина азотированного слоя, которая должна превышать в ~ 2 раза глубину зоны с максимальными касательными напряжениями.

Для достижения высокого уровня контактной выносливости 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 зернограничных выделений нитридов и карбидов в виде цепочек и формирующим равномерное распределение частиц в слое и сердцеvine.

Авторы [5] показали, что наиболее перспективный легирующий элемент для создания новых нитраллоев – ванадий, который в сочетании с хромом и молибденом обеспечивает высокие механические свойства стали и позволяет получить при температурах азотирования (550-580°C) требуемую эффективную толщину слоя за сравнительно короткое время. Экспериментальные и расчетные данные указывают, что при легировании стали ванадием образуются нитридные выделения минимальных размеров, которые практически не изменяются при повышении температуры до 560-580°C и увеличении продолжительности азотирования, что и объясняет высокую эффективность ванадия как легирующего элемента в азотируемых сталях. Хорошие результаты получены и при азотировании ванадиевых сталей 25ХМФ1, 25ХНМФ1, 30Х3МФ1 и др. При одинаковых условиях насыщения эффективная толщина азотированного слоя (до HV 500-600) на сталях с ванадием (25ХМФ1, 30Х3МФ1 и др.) зна-

чительно больше, чем на сталях 38Х2МЮА, 40Х, 18Х2Н4ВА и др. Это позволяет сохранить продолжительность процесса азотирования для получения заданной толщины слоя.

Для изготовления крупных деталей НПО ЦНИИТмаш предложены азотируемые стали 30Х2Н2МФ и 25Х3Н3МФ с глубокой прокаливаемостью. После азотирования при 575°C поверхностная твердость этих сталей достигала HV 700 [5]. ЦНИИчерметом им. И.П. Бардина совместно с Ярославским моторным заводом для изготовления азотируемых коленчатых валов автомобильных дизельных двигателей разработана сталь 42ХМФА, которая после азотирования при 510°C, 18-20 ч обеспечивает твердость HV 600 на поверхности и HV 500 на глубине 0,2 мм [5].

В некоторых случаях для азотирования могут быть использованы быстроазотируемые стали с титаном. При азотировании этих сталей образуются слои, свойства которых зависят от отношения концентрации Ti и C. Наилучшими свойствами обладают стали с отношением $Ti/C = 6,4 \div 9,5$. В сталях с меньшим содержанием титана наблюдается недостаточная твердость, а с большим – охрупчивание азотированного слоя. Повышенная хрупкость азотированного слоя на сталях с высоким содержанием титана обусловлена образованием по границам зерен и плоскостям скольжения γ' -фазы, обогащенной титаном.

Авторами [5] предложены ферритные стали 30ХТ2Н3Ю, 30Х12. После их азотирования при 600°C твердость слоя HV 850-950; толщина слоя 0,3-0,4 мм достигается за 3-5 ч насыщения. Твердость по толщине диффузионного слоя практически не изменяется, что позволяет после азотирования подвергать стали шлифованию. Однако конструктивная прочность этих сталей невелика.

В конструкциях двигателей (силовые детали, корпуса и др.) применяют мартенситно-стареющие стали, упрочняемые азотированием. Хорошие результаты для работы в интервале температур -70 – 600°C получены при использовании стали ВНС-40 (003 % C; 10-12,5 % Cr; 2-2,5 % Ni; 1,2-2 % Mo; 2,4 % Co; 0,5-0,9 % V; 0,003 % B; 0,06-0,09 % N и 0,05-0,1 % Zr). После закалки при 930°C, отпуска при 600°C и азотировании при 580°C в течение 24 ч сталь обладает высокой поверхностной твердостью HV 750, повышенным пределом выносливости при наличии концентраторов напряжений и хорошей износостойкостью. Многие другие мартенситно-стареющие стали также успешно азотируются, обеспечивая высокую твердость, износостойкость и предел выносливости при изгибе.

Для прецизионных деталей трения, требующих высокой коррозионной стойкости, предложена аустенитная сталь 03Х17Н8Г5МФАБ, на которой после азотирования при 600-620°C в течение 30 ч получается слой толщиной ~ 0,2 мм твердостью HV 800-900. Слой обладает коррозионной стойкостью до глубины, составляющей 50 % толщины слоя.

В тех случаях, когда от узлов трения требуется немагнитность, чаще применяют сталь 40Г14Н9Х3ЮФ2. После азотирования при 560-600°C в смеси аммиака и азота образуется слой толщиной 0,25-0,30 мм, обладающий высоким сопротивлением изнашиванию. Для деталей, работающих в узлах трения и испытывающих значительные контактные нагрузки, применяют немагнитную сталь 65Г6Ю2Ф, упрочняемую азотированием при 700-750°C в среде аммиака (20 %) с азотом (80 %). Охлаждение после азотирования производится в среде продуктов пиролиза керосина. После азотирования сталь имеет HV 800-1000, предел выносливости $\sigma_{-1} = 460 \div 480$ МПа и высокое сопротивление изнашиванию. Структура слоя – аустенит и карбонитриды ванадия V(N,C) [5].

Для деталей, работающих в условиях контактной усталости автором [2] разработана азотируемая сталь 20Х3Н3МФБ-Ш, удовлетворяющая указанным выше требованиям. Сталь рекомендована для изготовления высоконагруженных зубчатых колес взамен цементуемых в редукторах угольных комбайнов. В табл. 2 приведены некоторые свойства цементованной и азотированных сталей.

Таблица 2. Свойства цементованной и азотированных сталей

Марка стали	Вид химико-термической обработки	Твердость		Толщина слоя, мм	Предел контактной выносливости, МПа
		поверхности <i>HV</i>	сердцевины <i>HRC_s</i>		
18X2H4B-Ш	Цементация	8240	43	1,60	2200
38X2МЮА	Азотирование	8570	35	0,65	1650
16X2H3МФБАЮ-Ш	Азотирование	8240	38	0,70	2400
20X3H3МФБ-Ш	Азотирование	8700	37	0,70	2350
16X3HMBФБ-Ш	Азотирование	9000	37	0,70	2000
18X2H4MB-Ш	Азотирование	9000	35	0,70	1800

Практика эксплуатации показывает, что азотирование позволяет решать важную научно-техническую проблему – увеличение долговечности азотированных деталей, работающих в условиях изнашивания и контактной усталости. Это дало возможность применения азотирования для упрочнения высоконагруженных зубчатых колес с контактной выносливостью, соизмеримой с контактной выносливостью цементованных зубчатых колес, исключить необходимый в последнем случае процесс зубошлифования, сократив при этом на 2-30 % трудоемкость их изготовления.

Методология оценки качества поверхностных слоев азотированных сталей для узлов трения. Разработаны два подхода к оценке качества азотирования и соответственно совершенствования технологии азотирования с позиций износостойкости конструкционных материалов.

Первый подход основан на оценке способности поверхностного азотированного слоя воспринимать пластическую деформацию без разрушения и упрочняться, например, в результате доступного способа поверхностного пластического деформирования. Для реализации этого метода использовали гидродробеструйную обработку.

В табл. 3 приведены результаты экспериментальной оценки приращенной микротвердости ΔHV , физического уширения рентгеновских линий матрицы $\Delta\beta_{(220)}$ в результате гидродробеструйной обработки азотированной стали 38X2МЮА и ее износостойкости ϵ после разных температур азотирования. Видно, что существует прямая связь между эффектом деформационного упрочнения азотированных сталей, максимальной износостойкостью и величиной $\Delta\beta$, отражающей уровень микродеформации кристаллической решетки матрицы, связанной с разной степенью ее когерентности с упрочняющими частицами, и изменение механизма перераспределения дислокаций.

Таблица 3. Влияние гидродробеструйной обработки на свойства стали 38X2МЮА

Температура азотирования, С	ΔHV , МПа	$\Delta\beta$ мрад	ϵ
500	500	2,5	1,5
540	550	4	1,7
580	1600	8	2,5
620	2500	11	4,5

Метод достаточно прост и не требует длительных испытаний. Его физическая сущность основана на том, что при изнашивании часть затрачиваемой энергии расходуется на разрушение, а остальная часть накапливается в поверхностном слое, сосредотачиваясь в образующихся дислокациях и других дефектах структуры. При этом процесс поверхностного разрушения представляет собой последовательные этапы равномерного износа. Вначале накапливается упрочнение до некоторого максимума, а когда исчезает способность материала воспринимать дальнейшую пластическую деформацию, начинается разрушение. В связи с этим материал, имеющий большой запас пластичности, будет иметь и большую способность аккумулировать энергию без разрушения, что будет определять большую его износостойкость. Поэтому при выборе температуры азотирования для конкретного состава сталей и достижения требуемых триботехнических характеристик материалов необходимо, в первую очередь, рассматривать характеристики структурного состояния азотированного слоя, которые определяют способность материала упрочняться при деформации, т.е. в исходном до трения состоянии диффузионная зона стали должна иметь значительный запас по деформационному упрочнению.

Второй подход основан на оценке трибологической эффективности с помощью разработанного нами обобщенного структурного параметра. Как показали проведенные исследования, наиболее значимыми характеристиками структурного состояния и свойств поверхностных слоев, влияющих на уровень поверхностного разрушения при трении, являются размер частиц нитридов легирующих элементов и расстояние между ними, микродеформация кристаллической решетки α -твердого раствора, значения физического уширения рентгеновских линий азотированного твердого раствора, твердость азотированного слоя, запас пластичности.

Рассмотрение связи между структурой и износостойкостью основано на работе [6], в которой предложен безразмерный физико-механический комплекс для оценки износа цементованных деталей.

Согласно [6], выражение взаимосвязи интенсивности изнашивания многофазных сплавов с параметрами микроструктуры материала имеет вид

$$I \sim \frac{\left(\frac{F}{\Gamma} + \frac{d}{\delta} A_y\right)^2}{\text{HB}^{1,75} [db(\rho_{kp} - \rho_o)]^2} = \Pi.$$

Рассмотрим коэффициенты этого выражения, учитывая единство механизмов структурных превращений в поверхностных слоях при трении и при испытаниях на растяжение [7], а разрушение поверхности и отделение частиц износа обусловлено процессом накопления повреждаемости в приповерхностном деформированном микрообъеме.

Коэффициент F учитывает геометрию дислокационных петель и их распределение по линейным размерам [8,9]. Теоретические расчеты скоростей размножения дислокаций при разных особенностях их распределения в зонах сдвига показали, что величина $F = 4-5$, если зоны сдвига равноосны и конфигурация дислокаций определяется их упругими дальнедействующими взаимодействиями. Согласно теоретической оценке для вытянутой формы зон и равномерного распределения дислокаций в них, т.е. равномерного распределения петель по диаметрам, $F = 9$. Экспериментально на основе оценки плотности дислокаций при деформации, полученных методом электронной микроскопии, и на основе термоактивационного анализа релаксации напряжений, а также из анализа кривых деформационного упрочнения было получено, что для многих металлов и сплавов значения $F \approx 5$ [8,9].

Геометрический множитель Γ зависит от формы зерна; для упрощения оценки примем, что зерна являются сферическими. В этом случае в соответствии [8] $\Gamma = 0,785$, а отношение F/Γ обозначим $F/\Gamma = k_1$.

Величина диаметра зоны сдвига d определяется размером зерна поликристалла D и геометрическим множителем Γ , зависящим от формы зерна, и составляет величину $d \leq \Gamma D$. Диаметр зоны сдвига ограничивается барьерами дислокационной природы и определяется вероятностью захвата скользящей дислокации с включением ее в некоторую неподвижную конфигурацию: чем выше эта вероятность, тем меньше свободный пробег дислокаций [9]. Теоретические оценки диаметра зоны сдвига указывают, что эта величина равна удвоенной длине свободного пробега дислокаций. Так как при трении в зоне поверхностной пластической деформации наблюдается высокая плотность дислокаций, а характер движения дислокаций не является одномерным, то достаточно корректно проводить оценку диаметра зоны сдвига по размеру областей когерентного рассеяния (блоков мозаики) деформированного при трении азотированного α -твердого раствора на основе железа.

Известно [10], что $\beta = m\lambda/D\cos\vartheta$, где β — физическое уширение рентгеновских линий, соответствующих малым углам дифракции ϑ ; λ — длина волны излучения; $m = 1$; D — средний размер блоков мозаики вдоль нормали к отражающей плоскости. Оценка величины D по значениям $\beta_{(110)}$ и $\beta_{(111)}$ (соответственно для сплавов с ОЦК и ГЦК решетками) показала, что в зоне поверхностной пластической деформации азотированного слоя при трении D изменяется в диапазоне от 15 до 140 нм.

В приведенном соотношении для интенсивности износа δ — размер частиц второй фазы. В качестве второй фазы, т.е. упрочняющей фазы, служат частицы нитридов легирующих элементов. Размер частиц нитридов легирующих элементов определяли с помощью просвечивающей электронной микроскопии. Экспериментальные оценки показали, что величина нитридов легирующих элементов находится в диапазоне 1,5-15 нм и определяется составом стали и режимами технологии азотирования. Как отмечалось выше, нитриды легирующих элементов имеют когерентную, полуккогерентную и некогерентную связь с матрицей. Степень когерентности и размер нитридов вносят прямой и опосредованный вклад в установление уровня поверхностного разрушения азотированных сталей и сплавов при трении.

Коэффициент A_y отражает концентрацию частиц второй фазы, $A_y = \pi\delta^2/L$, L — расстояние между частицами. Значения L также определялись экспериментально с помощью метода просвечивающей электронной микроскопии; они составляют 10-30 нм в зависимости от режима азотирования.

Величина вектора Бюргера b мало отличается для исследованных в работе сплавов, поэтому в соответствии с [9] его значение принимаем постоянным и равным 0,25 нм.

Величина плотности дислокаций до начала испытаний при трении ρ_0 определялась нами по данным рентгеноструктурного анализа. Согласно [11] $\rho = A\beta_{(hkl)}^2$, где A — постоянный коэффициент, зависящий от упругих свойств материала, вектора Бюргера и др. и численно равен $2 \cdot 10^{16} \text{ см}^{-2}$. Следовательно, $\rho_0 = A\beta_0^2$, где β_0 — физическое уширение линий (hkl) исследованных азотированных сталей в исходном состоянии, т.е. до испытаний при трении.

Для определения значения критической плотности дислокаций $\rho_{кр}$ существует несколько аналитических способов [6], анализ которых свидетельствует о неоднозначности подходов в общем случае и практической невозможности в случае трения технологически модифицированных поверхностных слоев. Поэтому нами была предпринята попытка экспериментальной оценки величины $\rho_{кр}$. Для этого пара с азотированным образцом испытывалась на машина трения до формирования задира, о котором судили по резкому увеличению коэффициента трения и появлению характерных повреждений поверхности. После этого зона поверхностной пластической деформации исследовалась рентгенографически послойно с помощью специально разработанного метода для трибологических исследований без разрушения поверхности и оценивалась величина физического уширения рентгеновских линий, соответствующая материалу тонкого приповерхностного микрообъема, в котором создаются условия для реализации предельной

повреждаемости при трении. Как показывает опыт трибологических исследований [12,13], в этих слоях достигается критическая плотность дислокаций.

На рис. 2 приведена наиболее характерная зависимость физического уширения рентгеновских линий α -Fe азотированных сталей от глубины зоны поверхностной пластической деформации в условиях реализации в сопряжении задира. Рентгеноструктурный анализ сталей разного состава показал, что предельные значения $\beta_{(hkl)}$, достигаемые при трении различаются пределах точности эксперимента, поэтому при оценке обобщенного структурного параметра нами было принято значение предельного физического уширения рентгеновских линий $\beta_{пр} = 60 \cdot 10^{-3}$ рад в качестве величины для определения значения критической плотности дислокаций. Определение величины $\rho_{кр}$ проводили так же, как и ρ_0 по соотношению $\rho_{кр} = A \beta_{пр}$. Разность значений β_0 и $\beta_{пр}$ указывает на запас пластичности.

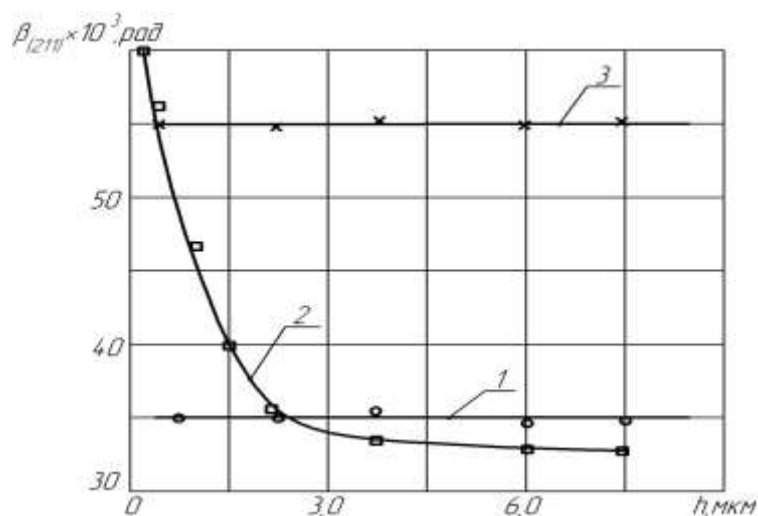


Рис.2. Зависимость физического уширения интерференционных линий (211) α -твердого раствора азотированной стали по толщине слоя:

1 – сталь 38Х2МЮА до трения; 2 – сталь 38Х2МЮА после трения;

3 – сплав с аустенитной матрицей до трения

В безразмерный физико-механический комплекс входит величина твердости $HВ$. Известно, что на величину поверхностного разрушения при трении влияет изменение твердости в процессе поверхностной пластической деформации, поэтому величину истинной (измененной) твердости оценивали на основе экспериментально выявленной взаимосвязи твердости и структурно-чувствительного параметра $\beta_{(hkl)}$ - физического уширения рентгеновских линий по соотношению $H = H_0 + \kappa_2(\Delta d/d)^{1/2}$. Величина микродеформации кристаллической решетки матрицы $\Delta d/d$ определяется на основе рентгеноструктурного анализа по величине физического уширения соответствующих интерференционных линий. Значение коэффициента пропорциональности κ_2 нами определялось на основе экспериментальных зависимостей $HВ = f((\Delta d/d)^{1/2})$ для стали, приведенных в [14]. В связи с тем, что коэффициент κ_2 определяли из зависимости твердости по Бринеллю $HВ = f((\Delta d/d)^{1/2})$, то значения твердости по Виккерсу $HВ$, полученные нами экспериментально, переводили в значения $HВ$ с помощью специальных таблиц [15].

С учетом описанных выше преобразований соотношение связи структуры и износа применительно к азотированному состоянию сплавов и методикам определения структурных и структурно-чувствительных характеристик металлов и сплавов и с учетом того, что экспериментально оценивалась величина относительной износостойкости в качестве параметра, характеризующего уровень поверхностного разрушения при трении, выражение

для обобщенного структурного параметра поверхностного слоя, деформированного в условиях трения и изнашивания, имеет следующий вид:

$$K_{\text{стр}} = \frac{\left[H_0 + k_2 \left(\frac{\Delta d}{d} \right)^{1/2} \right]^{1,75} [DbA_2(\beta_{\text{пр}}^2 - \beta_0^2)]^2}{\left(k_1 + \frac{\pi D \delta}{L^2} \right)^2}$$

Из приведенного соотношения следует, что основные величины, входящие в обобщенный структурный параметр поверхностных слоев азотированных сталей и сплавов при трении могут быть определены по данным современных металлофизических методов анализа. Специфика состоит в том, чтобы методически решить вопрос о возможности исследования зоны поверхностной пластической деформации при трении.

Рис. 3 иллюстрирует связь обобщенного структурного параметра поверхностных слоев азотированных сталей $K_{\text{стр}}$ с значениями их относительной износостойкости. Видно, что между относительной износостойкостью ϵ и структурным параметром $K_{\text{стр}}$ имеет место линейная зависимость. Величина относительной износостойкости исследуемых сталей и сплавов изменяется в диапазоне от 0,9 до 4,5, при этом обобщенный параметр $K_{\text{стр}}$, принимает значения от $0,1 \times 10^5$ до $0,9 \times 10^5$. Два крайних значения соответствуют модельным сплавам типа Fe + 29 %Ni + 4 %(Cr + Al + Ti) при температуре азотирования 500-620°C и стали 38Х2МЮА при температуре азотирования 620°C соответственно. Все остальные значения $K_{\text{стр}}$ и ϵ , соответствующие разным сплавам и разным условиям азотирования, укладываются в единую линейную зависимость, указывая на высокую чувствительность разработанного структурного параметра к триботехнической характеристике — относительной износостойкости сплава.

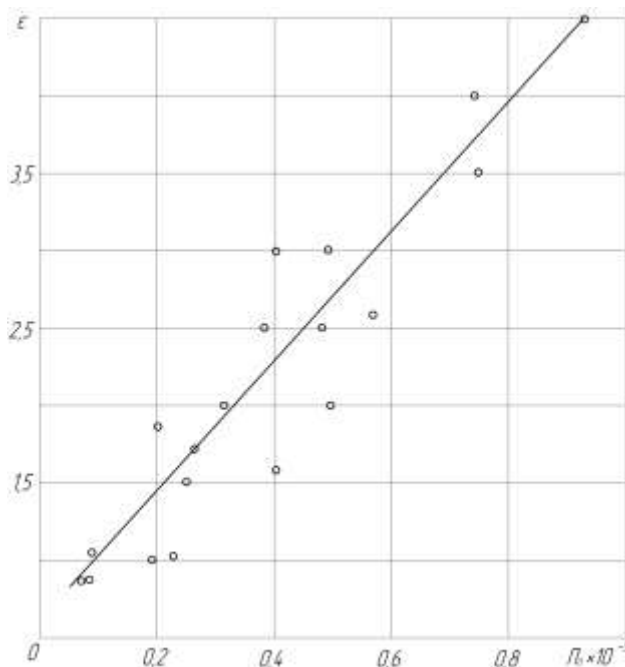


Рис.3. Взаимосвязь относительной износостойкости ϵ азотированных сталей и обобщенного структурного параметра $K_{\text{стр}}$ зоны поверхностной пластической деформации азотированных сплавов при трении

Важно отметить, что величины, входящие в выражение $K_{\text{стр}}$ и определяемые экспериментально, — размер зоны сдвига, размер частиц второй фазы их концентрация,

твердость НВ, микродеформация кристаллической решетки, исходное и критическое значения плотности дислокаций (физические параметры структурного состояния) являются взаимосвязанными как в процессе технологической обработки, так и в условиях деформации и разрушения при трении. Поэтому выбор режима технологии азотирования не может быть основан на контроле какого-то одного параметра (в качестве которого на практике чаще всего используют твердость). Средство контроля должно быть комплексным, учитывающим как характеристики механических свойств, так и характеристики структуры поверхностных азотированных слоев, поэтому зависимость $\varepsilon=f(K_{\text{стр}})$ является аналитико-экспериментальным инструментом для оптимизации технологического процесса азотирования с позиций трибологии с целью достижения высокого триботехнического эффекта.

Заключение. Сопротивление изнашиванию металлических материалов является структурно-чувствительной характеристикой. Для технологического обеспечения процесса формирования износостойкой структуры, обеспечивающей повышение триботехнических характеристик металлических материалов и ресурса изделий из них в результате азотирования необходимым условием является применение в технологии азотирования закономерностей, учитывающих взаимосвязь исходной структуры поверхностного слоя и структуры, деформированной при трении поверхностной зоны, с триботехническими характеристиками сопряжения. Поэтому актуальным и перспективным направлением развития и совершенствования технологии азотирования является трибологический подход к оценке качества азотированного слоя и разработке структурных критериев износостойкости поверхностных слоев для повышения работоспособности азотированных конструкционных сталей в условиях трения и изнашивания.

Список литературы

1. Банных О.А., Зинченко В.М., Прусаков Б.А., Сыропятов В.Я. Развитие азотирования в России. - М.: Изд-во МГТУ им. Н.Э. Баумана, 1998. - 67с.
2. Герасимов С.А. Научные основы разработки технологических процессов азотирования конструкционных легированных сталей, обеспечивающих повышения работоспособности изнашивающихся сопряжений машин. Автореферат дисс. на соиск. уч. степени докт. техн. наук. - М.: МГТУ им. Н.Э. Баумана, 1997. - 32с.
3. Герасимов С.А., Куксенова Л.И., Лаптева В.Г. Структура и износостойкость азотированных конструкционных сталей и сплавов. - М.: Изд-во МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2014. - 518с.
4. Березина Е.В. Разработка технологии формирования наноструктурированного азотированного слоя конструкционных сталей для повышения их износостойкости. Автореферат на соиск. ученой степени канд. техн. наук. - М.: МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2007. - 16с.
5. Лахтин Ю.М., Ульянина И.Ю. Новые машиностроительные материалы. - М.: Машиностроение, 1986. - 56с.
6. Дроздов Ю.Н., Рыбакова Л.М., Литвинов И.П., Павлик Б.Б., Сидоров С.А. Кинетика разрушения конструкционных сталей при трении // Трение и износ. - 1989. - № 5. - С.773-778.
7. Гарбар И.И. Некоторые закономерности формирования структуры металла при трении // Трение и износ. - 1981. - № 6. - С.1076-1084.
8. Попов Л.Е., Конева Н.А., Терешко И.В. Деформационное упрочнение упорядоченных сплавов. - М.: Металлургия, 1976. - 256с.
9. Попов Л.Е., Кобытев В.С., Ковалевская Т.А. Пластическая деформация сталей. - М.: Металлургия, 1984. - 182с.

10. Уманский Я.С., Скаков Ю.А., Иванов А.Н., Расторгуев Л.Н. Кристаллография, рентгенография и электронная микроскопия. - М.: Металлургия, 1982. – 632с.
11. Миркин Л.И. Справочник по рентгеноструктурному анализу поликристаллов. - М.: МГУ, 1975. – 383с.
12. Алексеев Н.М., Куксенова Л.И., Правдухина Е.М., Рыбакова Л.М., Шапиро А.М. Исследование фрикционного упрочнения поверхностных слоев меди в режиме граничного трения // Трение и износ. - 1982. - № 1. - С.33-42.
13. Алексеев Н.М., Буше Н.А. Некоторые аспекты совместимости материалов при трении. Подповерхностные процессы // Трение и износ. - 1985. - № 5. - С.773-783.
14. Рыбакова Л.М., Куксенова Л.И. Структура и износостойкость металла. - М.: Машиностроение, 1982. – 212с.
15. Колмаков А.Г., Терентьев В.Ф., Бакиров М.Б. Методы измерения твердости. Справочное издание. - М.: Интермет Инжиниринг, 2000. – 126с.