

ТРИБОЛОГИЧЕСКАЯ ЭФФЕКТИВНОСТЬ АЗОТИРОВАНИЯ КОНСТРУКЦИОННЫХ СТАЛЕЙ

© 2011 Л.И. Куксенова¹, С.А. Герасимов², В.Г. Лаптева¹, М.С. Алексеева¹, С.В.Лазарев¹

¹ Институт машиноведения им. А.А. Благонравова РАН, г.Москва

² МГТУ им. Н.Э. Баумана, г.Москва

Поступила в редакцию 10.11.2011

Исследовали характерные особенности формирования износостойкой структуры сталей и сплавов в зависимости от предварительной обработки и азотирования. Показано, что температура высокого предварительного отпуска является фактором регулирования структурного состояния и износостойкости сталей. Выявлены параметры структуры азотированного слоя, определяющие уровень износостойкости. Предложен метод оценки трибологической эффективности азотирования сталей.

Ключевые слова: износостойкость, структура, азотирование, конструкционные стали.

Введение

Азотирование является эффективным способом поверхностного модифицирования, повышающим твердость поверхностных слоев, износостойкость, усталостную и коррозионную стойкость, задиростойкость поверхностей деталей машин. Для технологического обеспечения процесса формирования износостойкой структуры при азотировании необходимой базой являются закономерности между триботехническими характеристиками сопряжения и структурой поверхностного слоя.

Целью работы является изучение характерных особенностей формирования износостойкой структуры азотированного слоя сплавов железа и влияния условий предварительной термической обработки на процесс структурообразования.

Материалы и методики исследования

Исследовали стали перлитного и мартенситного классов (40X, 382МЮА, ВКС-7) и модельные сплавы на основе железа с ОЦК кристаллической решеткой, легированные Cr, Mo, Al (4 ат %), и на основе железа с ГЦК кристаллической решеткой, легированные Ni (29 ат%), Cr, Al, Ti (4 ат %).

Микроструктуру поверхностных слоев исследовали методами световой и электронной микроскопии и рентгеноструктурного анализа. Триботехнические испытания проводили по двум методикам. Для схемы скольжения ролика по плоскости исполь-

зовали машину трения Шкода-Савин при числе оборотов ролика 675 мин⁻¹ и давлении 150 Н; испытания при трении скольжении плоских поверхностей проводили на машине трения МТ-8 с возвратно-поступательным движением образцов при средней скорости скольжения 0,19 м/с и давлении до 40 МПа.

Результаты исследований

В настоящее время принято, что основными технологическими параметрами, обеспечивающими достижение требуемых эксплуатационных характеристик изделий, является предварительная обработка стали, режимы азотирования, состав стали, степень диссоциации аммиака. Рассмотрим некоторые из них с точки зрения их влияния на структурное состояние диффузионного слоя.

Влияние температуры предварительного отпуска рассмотрим на примере стали 38Х2МЮА, прошедшей предварительный отпуск при 500–650°С и азотированной при температуре 500°С.

Послойные исследования с помощью 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 [1].

С повышением температуры предварительного отпуска толщина слоя нитридов железа ε возрастает. Как следует из рис. 1, физическое уширение рентгеновских линий ε-фазы по толщине слоя не однородно: с увеличением расстояния от поверхности $\beta_{(hkl)}$ ε-фазы уменьшается. При этом для каждой толщины слоя нитридов значение $\beta_{(hkl)}$ тем выше, чем выше температура предварительного отпуска. Физическое уширение линий азотированной α-фазы с повышением температуры предварительного отпуска уменьшается.

Куксенова Лидия Ивановна, доктор технических наук, ведущий лабораторией методов технологий упрочнения.

E-mail: lkukc@mail.ru.

Герасимов Сергей Алексеевич, МГТУ им.Баумана, доктор технических наук, профессор зав кафедрой материаловедения.

Лаптева Валерия Григорьевна, кандидат технических наук, ведущий научный сотрудник лаборатории методов технологий упрочнения.

Алексеева М.С., кандидат технических наук, ведущий научный сотрудник лаборатории методов технологий упрочнения.

Лазарев С.В. научный сотрудник лаборатории методов технологий упрочнения.

Оценка размера частиц ε -фазы прямым методом ПЭМ и косвенным по значению $\beta_{(hkl)}$ показала, что слой нитридов железа ε (Fe_{2-3}N) на поверхности стали 38Х2МЮА, является нанокристаллическим со средним размером частиц, равным 50 нм при $t_{\text{отп}} = 500^\circ\text{C}$, 40 нм при $t_{\text{отп}} = 550^\circ\text{C}$, 30 нм при $t_{\text{отп}} = 600^\circ\text{C}$, 25 нм при $t_{\text{отп}} = 650^\circ\text{C}$. Частицы γ' -фазы имеют размер >100 нм.

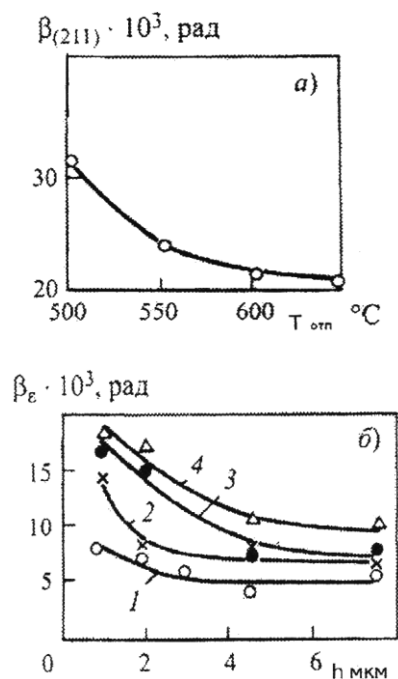


Рис. 1. Зависимость физического уширения рентгеновских линий $\beta_{(211)}$ α -твердого раствора стали 38Х2МЮА, азотированной при 500°C , от температуры предварительного отпуска (а) и изменение уширения β_{ε} линий (113) ε -нитридов по толщине слоя h до испытаний на трение: 1 – $t_{\text{отп}} = 500^\circ\text{C}$; 2 – $t_{\text{отп}} = 550^\circ\text{C}$; 3 – $t_{\text{отп}} = 600^\circ\text{C}$; 4 – $t_{\text{отп}} = 650^\circ\text{C}$.

Испытания на износ 38Х2МЮА выявили наличие четырех участков на кривых изнашивания в функции времени испытания и толщины азотированного слоя, отличающихся величиной потери массы: I – зона приработки; II – зона повышенной износостойкости; III – зоны высокой износостойкости; IV – зона образования повреждаемости. С увеличением температуры отпуска от 500 до 650°C наблюдается увеличение толщины слоя, обеспечивающего повышенную износостойкость, в 2 раза; толщина слоя, обладающего высокой износостойкостью, увеличивается в 6 раз.

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 основ-

ном 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 [1,2].

Рассмотрим другой важный фактор в технологии азотирования – состав стали и соответственно тип решетки матрицы. Для сплавов с ОЦК-решеткой Fe-1%Cr и Fe-4%Cr при повышении температуры азотирования наблюдается монотонное снижение $\beta_{(220)}$ и микро-твердости сплавов. Износостойкость при этом имеет максимум, который с увеличением содержания хрома смещается в сторону более высоких температур азотирования: для сплава Fe-1%Cr максимум износостойкости соответствует 620°C и составляет $\varepsilon = 2,5$, а для сплава Fe-4%Cr – 660°C и $\varepsilon = 3$.

Результаты электронно-микроскопических исследований сплавов с 1 и 4%Cr показали существенное различие микроскопической и дифракционной картин в зависимости от температуры азотирования. Толщина нитридных выделений в сплаве Fe-1%Cr после азотирования при 540°C составляет $\sim 1,5$ нм, а в сплаве Fe-4%Cr – ~ 3 –5 нм. Повышение температуры азотирования до 620 – 660°C приводит к увеличению размеров нитридов в сплаве Fe-1%Cr до 8–10 нм, а в сплаве Fe-4%Cr – до 11–12 нм. В результате уменьшения плотности распределения нитридов расстояние между ними возрастает, что создает условия для изменения характера движения дислокаций и облегчения деформации при трении и, как следствие, повышает износостойкость. Максимальная износостойкость исследуемых сплавов достигается при формировании нитридов легирующих элементов с размером частиц ~ 10 нм, расстояние между которыми составляет 10–15 нм. Аналогичные закономерности наблюдали также при испытании стали 38Х2МЮА [3].

Для сплавов с ГЦК-решеткой наблюдается более сложная зависимость. Твердость, физическое уширение линий, относительная износостойкость зависят от типа легирующего элемента при прочих равных условиях. Указанные параметры растут в последовательности для сплавов: Fe-Ni, Fe-Ni-Al, Fe-Ni-Cr, Fe-Ni-Ti. Электронно-микроскопические исследования показали, что особенности формирования азотированного слоя связаны с образованием нестабильных зародышей нитридных фаз, когерентных матрице, с изменением их состава и частичным нарушением когерентности по мере повышения температуры азотирования. Стадии формирования структуры азотированного слоя обусловлены разной

природой легирующих элементов, а твердость и износостойкость определяются особенностями дислокационной структуры и механизмов движения дислокаций в зависимости от связи и соотношений решеток матрицы и нитридов. Максимальные упрочнение при азотировании и износостойкость достигаются на стадии, предшествующей образованию некогерентных частиц [4].

Для исследованных сплавов с γ -основой установлено некоторое соответствие между физическим уширением рентгеновских линий матрицы, твердостью азотированного слоя и относительной износостойкостью в диапазоне температур азотирования 500–660°C, и поэтому можно говорить, что мероприятия, способствующие повышению твердости азотированного слоя аустенитных сталей с учетом особенностей структурного состояния диффузионной зоны, позволяют создавать более износостойкие поверхностные слои.

Следовательно, изменение типа легирующего нитридообразующего элемента и его концентрации (соответственно типа решетки матрицы), также влияет на структурное состояние диффузионных слоев на стали и, как следствие, на износостойкость. Так же, как и для сплавов с ОЦК кристаллической решеткой, каждый отдельно взятый параметр структуры и свойств не отражает в полной мере изменение износостойкости.

Поэтому очевидно, что для оценки триботехнической эффективности азотирования необходимы такие методы, которые будут основываться на использовании физических критериев структурного состояния поверхностного слоя (определяемого характером дислокационной структуры основы сплава, дисперсностью и плотностью распределения упрочняющей фазы, ее типом связи с матрицей) и параметра механических свойств (твердости). При этом основным требованием к таким методам является не только возможность оценки качества азотированного слоя, но, что существенно важно, – они должны служить средством оптимизации технологического процесса.

Результаты проведенных нами исследований позволяют предложить два таких метода оценки процесса азотирования с позиций триботехники.

Первый из них представляет собой экспресс метод оценки качества поверхностного слоя. Он основан на определении способности азотированного слоя воспринимать пластическую деформацию без разрушения и упрочняться, например, в результате поверхностного пластического деформирования. Для реализации этого метода мы использовали гидродробеструйную обработку.

В табл. 1 приведены результаты экспериментальной оценки приращения микро-твердости ΔHV , физического уширения рентгеновских линий матрицы $\Delta\beta_{(220)}$ в результате гидродробеструйной обработки азотированной стали 38X2MЮА и ее от-

носительной 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 когерентности с упрочняющими частицами, и изменением механизма перераспределения дислокаций.

Таблица 1. Влияние гидродробеструйной обработки на свойства стали 38X2MЮА

Температура азотирования, °C	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 дефектах структуры. При этом процесс разрушения представляет собой последовательные этапы относительно 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 и определяет его большую износостойкость. Поэтому при выборе температуры азотирования для конкретного состава сталей и достижения требуемых характеристик материалов пар трения необходимо, в первую очередь, рассматривать параметры структурного состояния азотированного слоя, которые определяют способность материала упрочняться при деформации, т.е. в исходном до трения состоянии диффузионная зона стали должна иметь запас по способности к деформационному упрочнению.

Второй подход предполагает средство оптимизации технологического процесса и основан на оценке триботехнической эффективности с помощью разработанного 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 (плотность распределения), 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 [5], в которой предложен безразмерный физико-механический комплекс для оценки износа цементированных деталей.

Согласно [5], выражение взаимосвязи интенсивности изнашивания сплавов с параметрами микроструктуры имеет вид

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

Рассмотрим коэффициенты этого выражения, учитывая единство механизмов структурных превращений в поверхностных слоях при трении и при испытаниях на растяжение [6], а также положение, что разрушение поверхности и отделение частиц износа обусловлены процессом накопления повреждаемости в приповерхностном деформированном микрообъеме.

Коэффициент F учитывает геометрию дислокационных петель и их распределение по линейным размерам [7]. 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 $F \approx 5$ [7].

Геометрический множитель Γ зависит от формы зерна; для упрощения оценки примем, что зерна являются сферическими. В этом случае в соответствии $\Gamma = 0,785$, 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. 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 сплава.

Известно [8], 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 выше соотношении δ – размер частиц второй фазы. Упрочняющей фазой являются 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.

Коэффициент A_y отражает концентрацию частиц второй фазы и численно равен $A_y = \pi \delta^2 / L^2$, 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 Бюргерса b мало отличается для исследованных в работе сплавов, поэтому его значение принимаем постоянным.

Величина плотности дислокаций до начала испытаний при трении ρ_o определялась нами по данным рентгеноструктурного анализа. Согласно [9] $\rho = A\beta_{(hkl)}^2$, где A – постоянный коэффициент, численно равный $2 \cdot 10^{16} \text{ см}^{-2}$. Следовательно, $\rho_o = A\beta_o^2$, где β_o – физическое уширение линий азотированных сталей в исходном до испытаний состоянии.

Для определения значения критической плотности дислокаций $\rho_{кр}$ существует несколько аналитических способов [5], анализ которых свидетельствует о неоднозначности подходов в общем случае и практической невозможности их использования 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 машине трения до формирования задир, о котором судили по резкому увеличению коэффициента трения и появлению характерных повреждений поверхности. После этого зона поверхностной пластической деформации исследовалась рентгенографически послойно 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 [10], 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 задир. Как показал анализ сталей разного состава, предельные значения $\beta_{(hkl)}$, достигаемые при трении, различаются пределами 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 $\beta_{пр}$ для двух сплавов указывает на запас пластичности.

В безразмерный физико-механический комплекс входит величина твердости по Бринеллю HB . Известно, что на величину поверхностного разрушения при трении влияет изменение твердости в процессе поверхностной пластической деформации, поэтому

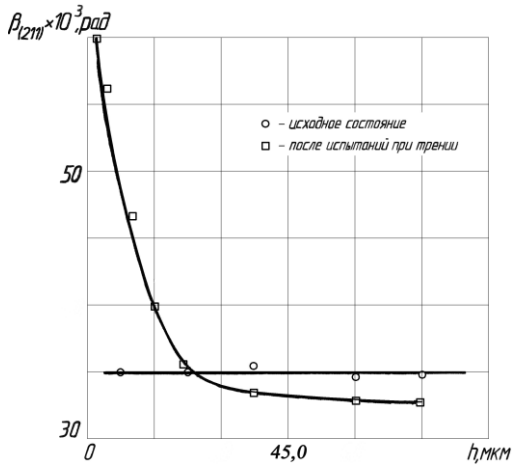


Рис.2. Зависимость физического уширения линии (211) азотированной стали от толщины слоя.

величину истинной твердости оценивали на основе экспериментально выявленной взаимосвязи твердости и структурно-чувствительного параметра по соотношению $H = H_0 + \kappa_2(\Delta d/d)^{1/2}$. Величина микродеформации кристаллической решетки матрицы $\Delta d/d$ определяется по величине физического уширения соответствующих интерференционных линий. Значение коэффициента пропорциональности κ_2 нами определялось на основе экспериментальных зависимостей $HB = f(\Delta d/d)^{1/2}$ для стали, приведенных в [11]. В связи с тем, что коэффициент κ_2 определяли из зависимости твердости по Бринеллю $HB = f(\Delta d/d)^{1/2}$, то значения твердости по Виккерсу HV , переводили в значения HB с помощью специальных таблиц.

В итоге разработан обобщенный структурный параметр поверхностного слоя, деформированного в условиях трения и изнашивания $K_{стр}$, выражение для которого имеет следующий вид

$$K_{стр} = \frac{\left[H_0 + \kappa_2 \left(\frac{\Delta d}{d} \right)^{1/2} \right]^{1,75} \left[\text{ДбА} (\beta_{пр}^2 - \beta_0^2) \right]^2}{\left(\kappa_1 + \frac{\pi D \delta}{L^2} \right)^2}$$

Из приведенного соотношения следует, что основные величины, входящие в обобщенный структурный параметр поверхностных слоев азотирован-

ных сталей и сплавов при трении могут быть определены по данным современных металлофизических методов анализа.

Рис. 3 иллюстрирует связь между значениями обобщенного структурного параметра поверхностных слоев азотированных сталей $K_{стр}$ и их относительной износостойкостью. Видно, что между относительной износостойкостью ϵ и структурным параметром $K_{стр}$ имеет место линейная зависимость. Величина относительной износостойкости исследуемых сталей и сплавов изменяется в диапазоне от 0,9 до 4,5, при этом обобщенный параметр $K_{стр}$, принимает значения от $0,1 \cdot 10^5$ до $0,9 \cdot 10^5$. Два крайних значения соответствуют модельному сплаву типа Fe + 29 % Ni + 4 % (Cr + Al + Ti) при темпера-

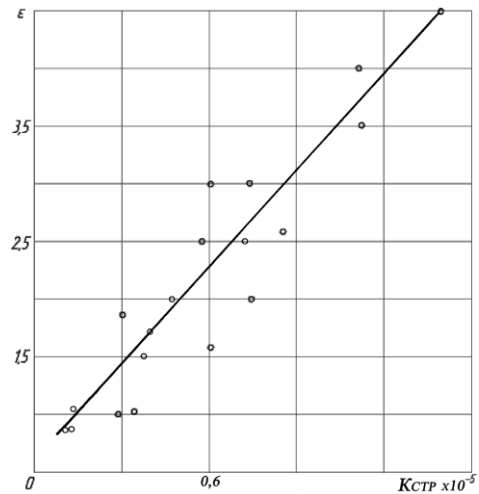


Рис.3. Взаимосвязь относительной износостойкости ϵ азотированных сталей и обобщенного структурного параметра $K_{стр}$ зоны поверхностной пластической деформации азотированных сплавов при трении.

туре азотирования 500-620°C и стали 38Х2МЮА при температуре азотирования 620°C. Все остальные значения $K_{стр}$ 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. Важно отметить, что величины, входящие в выражение $K_{стр}$, и определяемые экспериментально: размер зоны сдвига, размер частиц второй фазы их концентрация, твердость HB , микродеформация кристаллической решетки, исходное и критическое значения плотности дислокаций, формирующиеся в процессе технологической обработки, в комплексе оказывают влияние на условия 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 учитывать как характеристики механических свойств, так и характеристики струк-

туры поверхностных азотированных слоев, поэтому зависимость $K_{стр}$ является аналитико-экспериментальным инструментом для оптимизации технологического процесса азотирования с позиций трибологии.

Выводы

1. Для азотированных сплавов на основе железа разного состава экспериментально установлены наиболее значимые характеристики структурного состояния и свойств поверхностных слоев, влияющих на уровень поверхностного разрушения при трении: размер частиц нитридов легирующих элементов, расстояние между ними, микродеформация кристаллической решетки α -твердого раствора, значения физического уширения рентгеновских линий азотированного твердого раствора и материала зоны деформации при трении, твердость азотированного слоя и ее изменения при трении. Стадии формирования структуры диффузионного слоя, формирующегося при разных условиях азотирования, обусловлены природой и количеством легирующих элементов, а характеристики твердости и износостойкости определяются особенностями дислокационной структуры и механизмов движения дислокаций при деформации в зависимости от степени когерентности кристаллических решеток нитридов и матрицы.

2. Разработан обобщенный параметр структуры и свойств поверхностного слоя, учитывающий характеристики структуры и свойств как азотированного поверхностного слоя в исходном до трения состоянии, так и зоны поверхностной пластической деформации азотированного слоя при трении. Разработанное соотношение рекомендуется для оптимизации технологического процесса азотирования с позиций трибологии для триботехнических задач обеспечения надежности и долговечности узлов трения.

3. В качестве экспресс метода оценки качества поверхностного слоя и соответственно триботехнической эффективности технологических режимов азотирования рекомендуется определение способности азотированного слоя воспринимать поверхностную пластическую деформацию без разрушения (в частности сравнительная оценка прироста твердости после ППД).

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Березина Е.В. Разработка технологии формирования наноструктурного азотированного слоя конструкционных сталей для повышения их износостойкости. Автореф. канд. дисс. М., МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2007, 16с.
2. Куксенова Л.И., Лаптева В.Г., Березина Е.В., Герасимов С.А., Сенаторски Я. Структура и износостойкость азотированной стали // МиТОМ, 2004. № 1. С.31–35.
3. Куксенова Л.И., Алексеева М.С., Лаптева В.Г., Герасимова Н.Г., Герасимов С.А. Структура и износостойкость азотированных многокомпонентных ОЦК- и ГЦК-сплавов железа // МиТОМ. 2010. № 6. С.37-43.
4. Мичугина М.С. Разработка структурного состояния азотированного слоя конструкционных сталей, ответственного за их износостойкость. Автореф. дисс. канд. техн. наук. М.: ИМЕТ им. А.А. Байкова. 2008. 16с.
5. 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.
6. Гарбар И.И. Некоторые закономерности формирования структуры метал-ла при трении // Трение и износ. 1981. № 6. С.1076-1084.
7. Попов Л.Е., Кобытев В.С., Ковалевская Т.А. Пластическая деформация сталей. М.: Металлургия, 1984. 182с.
8. Уманский Я.С., Скаков Ю.А., Ива-нов А.Н., Расторгуев Л.Н. Кристаллография, рентгенография и электронная микроскопия. М.: Металлургия, 1982. 632с.
9. Миркин Л.И. Справочник по рент-геноструктурному анализу поликристаллов. М.: МГУ, 1975. 383с.
10. 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.
11. Рыбакова Л.М., Куксенова Л.И. Структура и износостойкость металла. М.: Машиностроение. 1982. 212с.

TRIBOLOGICAL EFFICIENCY OF STRUCTURAL STEELS NITRIDING

© 2011 L.I. Kuksenova, S.A. Gerasimov, V.G. Lapteva, M.S. Alekseeva, S.V. Lazarev

Institute of Machines Science of the Russian Academy of Sciences, Moscow
MGТУ named after N.E. Bauman, Moscow

The formation features of wear resistance steels and alloys structure of preliminary tempering and nitriding dependence are investigated. It is shown, that the high preliminary tempering is the factor of regulation of the structural state and wear resistance of steels. The structural parameters of nitrated layer determining the wear resistance are revealed. The method for evaluation of nitride steels tribological efficiency is shown.

Key words: wear resistance, structure, nitriding, structural steels.

*Kuksenova Lydia Ivanovna, Dr.Sci.Tech., the manager-blowing laboratory of methods of technologies of hardening.
E-mail: lkukc@mail.ru.*

*Gerasimov Sergey Alekseevich. MGTU of Bauman, a Dr.Sci.Tech., the professor the manager chair materialovede-nie.
Lapteva Valery Grigorevna, Cand.Tech.Sci., the leading research assistant of laboratory of methods tehnolo-gy hardenings .
Alekseeva M. S, Cand.Tech.Sci. conducting nauch th employee of laboratory of methods of technologies uprochne-nija.
Лазарев С.В. научный the employee of laboratory of methods of that-nology of hardening.*