Степень сопротивления пластической деформации – критерий выбора режимов азотирования триботехнического назначения

07, июль 2012

DOI: 10.7463/0712.0429061

Куксенова Л.И., Герасимов С.А., Лаптева В.Г., Алексеева М.С.,
Ступников В.В.

УДК 621.785.53:620.178.16:620.186

Россия, МГТУ им. Н.Э. Баумана

lkukc@mail.ru

gerasimov_s@list.ru

vglapteva@mail.ru

alekseeva_ms@list.ru

vvs@emtc.ru

Введение

В процессе трения в деформируемом поверхностном слое происходит трансформация структуры вступающего в контакт материала в структуру трения, которая непосредственно определяет триботехнические характеристики (уровень поверхностного разрушения, коэффициент трения, предельную несущую способность сопряжения). Таким образом, механизм и кинетика процесса разрушения зависят от структуры и свойств поверхности трения, которые достигаются в результате интенсивной пластической деформации, диффузии и массопереноса, фазовых превращений [1].

Азотирование является одним из эффективных и распространенных способов поверхностного модифицирования конструкционных сталей и сплавов, повышающих сопротивление изнашиванию разнообразных сопряжений. В настоящее время основным критерием высокой износостойкости азотированных сталей считается высокая твердость поверхностного слоя. Однако анализ работ, посвященных изучению влияния азотирования на триботехнические характеристики сталей, показывает, что не всегда следует стремиться к достижению максимально высокой твердости [2]. При этом структура поверхностного слоя с максимальной твердостью отличается от структуры поверхностного слоя, который обеспечивает высокую износостойкость сопряжения. Последнее указывает на необходимость выявления качественных характеристик азотированных слоев, которые должны включать механические свойства и параметры структуры азотированного слоя, позволяющие обоснованно с позиций триботехники

назначать режимы технологии обработки деталей узлов трения и прогнозировать работоспособность.

Целью данной работы является установление корреляции между степенью деформационного упрочнения азотированных сталей и сплавов и уровнем их поверхностного разрушения при трении.

Материал и методики исследований. Исследовали специально выплавленные модельные сплавы: Fe+1%Cr и Fe+4%Cr (ат.%), (содержание углерода было менее 0,05 % (масс.), что позволило исключить влияние углерода на структуру диффузионной зоны), а также стали 38Х2МЮА и ВКС-7, химический состав которых представлен в табл. 1.

Перед азотированием образцы модельных сплавов отжигали при 900 °С; образцы сталей 38Х2МЮА и ВКС-7 подвергали улучшению (закалке в масле с последующим высоким отпуском). Азотирование проводили в среде диссоциированного аммиака в лабораторной муфельной печи с трехсекционными нагревателями, что позволяло поддерживать одинаковую температуру в разных частях пространства камеры.

Проводили два типа испытаний образцов сталей и сплавов, азотированных в одной садке. Первую группу образцов подвергали дробеструйной обработке с целью определения способности поверхностных слоев азотированных сталей и сплавов воспринимать пластическую деформацию без разрушения. Степень деформационного упрочнения азотированных образцов после поверхностной пластической деформации оценивали по приросту твердости. Для оценки твердости образцов использовали микротвердомер ПМТ-3 при нагрузке 1Н и времени выдержки под нагрузкой 10 с. Вторая группа образцов подвергалась триботехническим испытаниям. Испытания на износостойкость проводили по схеме «вращающийся ролик – плоская поверхность» на машине Шкода-Савин. Сущность этого метода испытаний состоит в том, что цилиндрический образец (ролик) из твердого сплава, прижатый радиальной поверхностью к плоской поверхности исследуемого образца с усилием 150 Н, вращается с частотой 11,25 с⁻¹ в неактивном масле. Испытывали образцы из сталей и модельных сплавов после азотирования и без обработки (неазотированные образцы использовали в качестве эталона). По измеренным перемещениям оси ролика относительно плоского образца рассчитывали средние интенсивности изнашивания при фиксированном числе оборотов и средние давления в контакте, а на их основе определяли параметры линейной функции, аппроксимирующей зависимости интенсивности изнашивания от давления в контакте. По этим параметрам оценивали степень истирания азотированных образцов и эталонов; определяли относительную износостойкость исследуемого азотированного образца относительно эталона (неазотированного образца).

Таблица 1

Химический состав модельных сплавов и сталей

Модельные сплавы (ат.%)		C	Cr	Ni	Mo	Al	Ti	Mn	S	P		
Fe+1%Cr		≤0,020	0,90	0,05	-	-	-	≤0,5	≤0,014	≤0,015		
Fe+4%Cr		≤0,020	3,90	0,05	-	-	-	≤0,5	≤0,014	≤0,015		
Стали (масс.%)		C	Mn	Si	Cr	Mo	Al	P	S	Cu	Ni	
38X2МЮА		0,35-0,42	0,30 - 0,60	0,20-0,45	1,35-1,65	0,15 - 0,25	0,70-1,10	0,025	0,025	0,30	0,30	
ВКС-7	C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Mo	V	Al	N	Nb
	0,18	0,49	0,33	0,011	0,015	1,85	2,90	0,44	0,13	0,04	0,01	0,14

Величина пластической деформации может быть количественно определена по зависимости $\beta=f(\delta)$, где β – физическое уширение рентгеновских линий, δ – суммарная остаточная деформация, а твердость H связана с величиной δ соотношением $H=H_0+k\delta^{1/2}$ [3]. Кроме того, физическое уширение рентгеновских линий характеризует плотность и характер распределения дислокаций, является усредненной величиной по значительным объемам и дает удовлетворительную корреляцию со структурночувствительными свойствами металлических материалов. Поэтому для выявления физических основ корреляции между эффектом деформационного упрочнения и износостойкостью азотированных сплавов проводили также оценку прироста физического уширения рентгеновских линий азотированного слоя. Рентгеноструктурные исследования проводили на дифрактометре ДРОН-4С в монохроматическом CoK_{α} -излучении и оценивали физическое уширение линий (220) матрицы (эталоном служили образцы сталей и сплавов в отожженном состоянии).

Результаты исследований и их обсуждение. На рис. 1 показана зависимость микротвердости сплавов Fe+1%Cr (1) и Fe+4%Cr (2) от температуры азотирования. Из экспериментальных данных следует, что при увеличении температуры азотирования наблюдается монотонное снижение микротвердости сплавов. Для сплава, содержащего 1%Cr микротвердость снижается с 6600 HV при температуре азотирования 540 °С до 3500 HV при температуре азотирования 700 °С; для сплава Fe+4%Cr – с 9200 HV до 5000 HV соответственно.

Рис. 1. Зависимость микротвердости сплавов Fe+1%Cr (1) и Fe+4%Cr (2) от температуры азотирования.

Проведенные электронно-микроскопические исследования [4] показали, что для сплавов Fe+1%Cr и Fe+4%Cr наблюдаются принципиальные отличия в микроскопических и дифракционных картинах в зависимости от температуры азотирования. Азотирование сплавов с 1%Cr при температуре 540 °C обеспечивает формирование частиц нитридов размером ~1,5 нм, в сплаве Fe+4%Cr – 3-5 нм; при этом упрочняющие частицы имеют когерентную связь с матрицей. После азотирования при температуре 620 °C размер частиц в сплаве Fe+1%Cr возрастает до 8-10 нм, а при 660 °C в сплаве Fe+4%Cr – до 11-12 нм и когерентная связь в обоих случаях нарушается.

Известно, что в азотированных сплавах железа в зависимости от температуры азотирования, существует два механизма упрочнения. В малолегированных сплавах с содержанием легирующих нитридообразующих элементов в пределах 1-4 ат.%, азотированных при низкой температуре (~540 °C), реализуется механизм упрочнения, связанный с созданием на ранней стадии сильных полей упругих искажений когерентными с матрицей зародышами нитридов. Величина этих искажений зависит от ряда факторов: размера зародышей нитридов, удельного объема кристаллической решетки нитридов, соответствия решеток выделения и матрицы. Энергия, необходимая для прохождения дислокаций через такую область, тем больше, чем сильнее поля упругих искажений вокруг частиц [2].

Азотирование таких сплавов при более высоких температурах (560-620 °C) формирует некогерентные нитридные частицы, которые являются препятствием движению дислокаций до тех пор, пока приложенное напряжение не будет достаточным для того, чтобы линия дислокации изогнулась и прошла между частицами, оставив вокруг них дислокационную петлю. Чем больше расстояние между частицами, тем меньшей величины напряжение требуется для прохождения дислокаций между частицами, огибая их, и тем ниже твердость слоя. Упрочнение некогерентными дисперсными частицами происходит в результате того, что нитриды ограничивают движение дислокаций и, кроме

того, способствуют размножению дислокаций, увеличивая их плотность. В результате образования некогерентных выделений упрочняющей фазы уровень микродеформации кристаллической решетки матрицы значительно снижается.

Различие структурного состояния сплавов в зависимости от температуры азотирования находит выражение в их способности к последующему деформационному упрочнению. На рис. 2 приведены экспериментальные данные прироста микротвердости ΔHV (1), физического уширения интерференционной линии (220) $\Delta\beta_{(220)}$ (2), вызванных поверхностной пластической деформацией, а также значение относительной износостойкости ϵ (3) азотированных сплавов Fe+1%Cr (а) и Fe+4%Cr (б) в зависимости от температуры азотирования.

Рис. 2. Зависимость степени повышения микротвердости ΔHV (1), физического уширения $\Delta\beta_{(220)}$ интерференционных линий (2) и относительной износостойкости ϵ сплавов (3) от температуры азотирования: а – сплавы Fe+1%Cr; б – сплавы Fe+4%Cr.

Видно, что в сплаве Fe+1%Cr, рис. 2,а, максимальный прирост микротвердости ΔHV составляет 1900 (1), а прирост физического уширения $\Delta\beta_{(220)} = 17$ мрад (2); для сплава Fe+4%Cr, рис. 2,б, $\Delta HV = 3500$ (1), $\Delta\beta_{(220)} = 18$ мрад (2). При этом максимальная способность азотированных сплавов к деформационному упрочнению сплавов наблюдается при режимах насыщения, обеспечивающих их наибольшую износостойкость: для сплавов с 1% хрома – температура азотирования 620 °C ($\epsilon \approx 2,5$, кривая 3, рис. 2,а), для сплавов с 4% хрома температура азотирования – 660 °C ($\epsilon \approx 3$, кривая 3, рис. 2,б). Кроме того, относительная износостойкость тем выше, чем выше способность азотированного сплава к деформационному упрочнению.

Способность металлических материалов к деформационному упрочнению является функцией расстояния между упрочняющими частицами, их размеров, а также степени когерентности с матрицей [5]. Анализ совокупности закономерностей деформационного упрочнения сплавов и изменения износостойкости в зависимости от температуры азотирования дают основание предположить, что в азотированных сплавах максимальная износостойкость и способность к деформационному упрочнению соответствуют тем размерам нитридов и расстоянию между ними, при которых дислокации не пересекают

частицы нитридов, а огибают их. В этом случае создаются условия для большего роста плотности дислокаций, что и определяет больший эффект деформационного упрочнения, а в условиях деформации трением создаются предпосылки для увеличения работоспособности сопряжения. Меньшая способность к наклепу азотированных слоев, полученных при более низких температурах (540°C), объясняется более высоким уровнем микродеформации матрицы, затрудняющим процесс развития пластической деформации и, соответственно, увеличивающим уровень разрушения поверхностных слоев при трении.

Отмеченные закономерности имеют общий характер, однако плотность распределения упрочняющих нитридных фаз и их размер зависят от температуры и длительности азотирования, химического состава сталей и количества дефектов кристаллической решетки матрицы. Следовательно, для сталей разного состава температура азотирования, создающая условия для формирования слоя с высокой способностью к деформационному упрочнению, и соответственно износостойким структурным состоянием, будет различной.

Экспериментальные исследования показали, что после поверхностной пластической деформации (наклепа дробью) азотированных при разных температурах сталей перлитного и мартенситного классов, характеризующихся разной степенью когерентности нитридов и матрицы, наблюдаются аналогичные (как и в сплавах Fe-Cr) закономерности изменения прироста микротвердости и физического уширения интерференционных линий в зависимости от температуры азотирования.

Рис. 3. Зависимость прироста микротвердости ΔHV (1), физического уширения $\Delta\beta_{(220)}$ интерференционных линий (2) и относительной износостойкости ϵ (3) от температуры азотирования: а – сталь 38X2МЮА; б – сталь ВКС-7.

В стали 38X2МЮА, рис. 3,а, азотированной при низких температурах ($500\text{--}540^{\circ}\text{C}$), когда образуются полностью когерентные зародыши нитридов, вызывающие максимальную микродеформацию кристаллической решетки матрицы, прирост

микротвердости ΔHV (1) и физического уширения линии (220) $\Delta\beta_{(220)}$ (2) после наклепа дробью минимален. Наклеп дробью этой же стали, азотированной при температуре 620 °С, при которой образуются нитридные выделения с нарушенной когерентностью, вызывает значительный деформационный прирост микротвердости ($\Delta HV=2500$) и физического уширения интерференционной линии (220) ($\Delta\beta_{(220)} = 12$ мрад). При этом также максимальное значение величины относительной износостойкости соответствует температуре азотирования (~620 °С), после которой сталь проявляет максимальную степень деформационного упрочнения и составляет $\varepsilon=4,5$ (3).

В азотированных сталях мартенситного класса эффект деформационного упрочнения выше по сравнению с азотированными при одних и тех же температурах сталями перлитного класса. Прирост микротвердости ΔHV (1) и физического уширения интерференционной линии (220) $\Delta\beta_{(220)}$ (2) α -фазы стали ВКС-7, азотированной при температуре 540 °С, составляет 3000 МПа и 10 мрад соответственно, рис. 3,б, в то время как для стали 38Х2МЮА, азотированной при той же температуре, $\Delta HV=750$ МПа (1) и $\Delta\beta=4$ мрад (2) соответственно, рис. 3,а. Связано это с тем, что в сталях мартенситного класса уже при низких температурах формируются преимущественно некогерентные упрочняющие нитридные частицы. В [4] показано, что в результате высокотемпературного азотирования (620 °С) в стали 38Х2МЮА образуются нитридные частицы, размер которых соизмерим с размером нитридных частиц стали ВКС-7, азотированной при более низких температурах (540-580 °С). Поэтому износостойкость стали ВКС-7 достигает максимальных значений уже в результате азотирования при температуре 540-580 °С.

Приведенные экспериментальные данные показывают, что существует прямая корреляция между степенью деформационного упрочнения, физическим уширением рентгеновских линий (отражающих эффект упрочнения вследствие пластической деформации) и относительной износостойкостью азотированных сталей и сплавов.

Известно, 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 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 будет определять большую его износостойкость [6]. Поэтому при выборе температуры азотирования для достижения высоких триботехнических характеристик материалов пар трения необходимо, в первую очередь, рассматривать характеристики структурного состояния азотированного слоя, которые определяют способность материала упрочняться при деформации, т.е. в исходном до трения состоянии они должны иметь

запас по деформационному упрочнению. Оценку степени деформационного упрочнения азотированных сталей, подвергнутых поверхностной пластической деформации, можно рекомендовать как метод оценки качества азотирования для триботехнических целей.

Выводы

1. Установлена прямая корреляция между износостойкостью азотированных сплавов и степенью их деформационного упрочнения в результате поверхностной пластической деформации.

2. Показано, что прирост твердости и физического уширения интерференционных линий (220) α -фазы азотированных сталей 38Х2МЮА, ВКС-7 и модельных сплавов Fe-Cr с некогерентными нитридными частицами после поверхностной пластической деформации значительно выше по сравнению с приростом этих же параметров в азотированных сталях и сплавах с когерентными нитридными частицами. Максимальный уровень относительной износостойкости соответствует максимуму степени деформационного упрочнения азотированных сталей и сплавов.

3. Оценка степени деформационного упрочнения предварительно азотированных конструкционных материалов может служить в качестве экспресс метода аттестации технологии азотирования с позиций ее трибологической эффективности.

Работа выполнена при финансовой поддержке Государственного контракта № 16.523.11.3010

Литература

1. Любарский И.М., Палатник Л.С. Металлофизика трения. М.: Металлургия, 1976. 176 с.
2. Герасимов С.А. Научные основы разработки технологических процессов азотирования конструкционных легированных сталей, обеспечивающих повышение работоспособности изнашивающихся сопряжений машин. Дисс. докт. техн. наук. М.: МГТУ им. Н.Э. Баумана, 1977. 563 с.
3. Рыбакова Л.М., Куксенова Л.И. Структура и износостойкость металла. М.: Машиностроение, 1982. 212 с.
4. Мичугина М.С. Разработка структурного состояния азотированного слоя конструкционных сталей, ответственного за их износостойкость. Автореферат дисс. канд. техн. наук. М.: ИМЕТ им. А.А. Байкова. 2008. 16 с.
5. Новиков И.И. Теория термической обработки металлов. М.: Металлургия, 1978. 392 с.
6. Попов В.С., Брыков Н.Н. Упрочнение Х12Ф1 при абразивном изнашивании // МиТОМ. 1969. № 1. С. 68-70.

Degree of plastic resistance as the selection criterion of the nitriding mode for tribotechnical purposes

07, July 2012

DOI: 10.7463/0712.0429061

Kuksenova L.I., Gerasimov S.A., Lapteva V.G., Alekseeva M.S.,
Stupnikov V.V.

Russia, Bauman Moscow State Technical University

lkukc@mail.ru

gerasimov_s@list.ru

vglapteva@mail.ru

alekseeva_ms@list.ru

vvs@emtc.ru

The authors present results of experimental evaluation of ability of surface layers of nitride steels and alloys to resist damage under conditions of deformation during friction. A new approach to comparative evaluation and selection of nitriding mode of parts and friction joints is proposed.

Publications with keywords: [wear resistance](#), [strain hardening](#), [nitriding](#)

Publications with words: [wear resistance](#), [strain hardening](#), [nitriding](#)

References

1. Liubarskii I.M., Palatnik L.S. *Metallofizika treniia* [Metal physics of friction]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1976. 176 p.
2. Gerasimov S.A. *Nauchnye osnovy razrabotki tekhnologicheskikh protsessov azotirovaniia konstruktsionnykh legirovannykh stalei, obespechivaiushchikh povyschenie rabotosposobnosti iznashivaiushchikhsia sopriazhenii mashin. Dokt. tekhn. nauk diss.* [Scientific basis for the development of technological processes of nitriding of structural alloy steels ensuring increased efficiency of wearing machine pairings. Dr. tech. sci. diss.]. Moscow, Bauman MSTU Publ., 1977. 563 p.
3. Rybakova L.M., Kuksenova L.I. *Struktura i iznosostoikost' metalla* [Structure and wear resistance of metals]. Moscow, Mashinostroenie Publ., 1982. 212 p.
4. Michugina M.S. *Razrabotka strukturnogo sostoiianiia azotirovannogo sloia konstruktsionnykh stalei, otvetstvennogo za ikh iznosostoikost'. Kand. tekhn. nauk diss. Aftoref.* [Development of

- the structural state of the nitrided layer of constructional steels, which is responsible for their endurance. Cand. tech. sci. diss. Synopsis]. Moscow, Baikov IMET RAS Publ., 2008. 16 p.
5. Novikov I.I. *Teoriia termicheskoi obrabotki metallov* [The theory of heat treatment of metals]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1978. 392 p.
6. Popov V.S., Brykov N.N. Hardening of steel Kh12F1 during abrasive wear. *Metal Science and Heat Treatment*, 1969, vol. 11, no. 1, pp. 68-70. DOI: 10.1007/BF00655181.