

УДК 669.01:539.538

СТРУКТУРНОЕ СОСТОЯНИЕ ПРИПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЕВ МЕТАЛЛА И ЕГО ВЛИЯНИЕ НА УРОВЕНЬ РАЗРУШЕНИЯ В УСЛОВИЯХ ОБЪЕМНОГО И ПОВЕРХНОСТНОГО ДЕФОРМИРОВАНИЯ

Лидия Ивановна Куксенова¹, Мария Сергеевна Алексеева^{1,2},
Марина Алексеевна Гресс³

¹ИМАШ им. А.А. Благонравова РАН, Москва, Россия

²ВИАМ, Москва, Россия

³МГТУ им. Н.Э. Баумана, Москва, Россия

lkukc@mail.ru

Аннотация. В последние годы возрос интерес к свойствам тонких приповерхностных слоев твердых тел применительно к разным условиям деформирования и их роли в условиях промышленной эксплуатации изделий из конструкционных материалов. В работе представлены результаты исследований свойств поверхностных слоев металлических материалов в условиях объемного деформирования, а также связи характеристик механических свойств металлов и сплавов и структурных изменений при деформации, финишных технологических обработках и контактном взаимодействии.

Ключевые слова: поверхностные слои, деформация, конструкционные материалы, финишные обработки, трение и износ.

STRUCTURAL STATE OF NEAR-SURFACE METAL LAYERS AND ITS INFLUENCE ON THE LEVEL OF DESTRUCTION OF BULK AND SURFACE DEFORMATION

L.I. Kuksenova¹, M.S. Alekseeva^{1,2}, M.A. Gress³

¹IMASH RAN, Moscow, Russia

²VIAM, Moscow, Russia

³Bauman Moscow State Technical University, Moscow, Russia

lkukc@mail.ru

Abstract. In recent years, interest has increased in the properties of thin near-surface layers of solids in relation to different deformation conditions and their role in the conditions of industrial operation of products made of structural materials. The paper presents the results of studies of the properties of the surface layers of metallic materials under conditions of bulk deformation, as well as the relationship of the characteristics of the properties of metals and alloys and structural changes during deformation, finishing technological processing and contact interaction.

Key words: surface layers, deformation, structural materials, finishing, friction and wear.

Поверхность – это граница раздела двух твердых тел или твердого тела и окружающей среды. Приповерхностные слои имеют существенные отличия по составу, структуре,

физико-химическим и физико-механическим свойствам от объема материала, но являются неотъемлемой частью твердого тела и во многих случаях влияют на эксплуатационные характеристики материалов и изделий из них в условиях силового воздействия. Этим обстоятельством объясняется растущий интерес к поверхности твердого тела. Исследование свойств поверхностных микрообъемов, а также процессов, протекающих на свободной поверхности, становится в центре внимания специалистов, занимающихся развитием фундаментальных и прикладных исследований в области физики, химии и механики. Интенсификация развития этих исследований связана, во-первых, со значительным увеличением количества прикладных задач, решение которых непосредственно зависит от уровня накопленных знаний о состоянии поверхности (например, новые методы обработки материалов и изделий, совершенствование технологии роста кристаллов, создание коррозионноустойчивых и высокопрочных материалов и покрытий). Во-вторых, ускорение развития многочисленных металлофизических методов исследования дало реальную возможность проводить исследования поверхностных микрообъемов твердых тел в контролируемых условиях и на качественно новом уровне. Поэтому, в литературе заметен рост числа публикаций, посвященных исследованию состояния поверхности и приповерхностных слоев, который указывает, что для материала поверхностных микрообъемов характерно не только многообразие специфических явлений (поверхностные электронные состояния, двумерная кристаллография, структурно-фазовые превращения), но и значимое влияние состояния поверхности на процессы в объеме твердого тела.

Целью данной работы является рассмотрение особенностей изменения структуры и свойств поверхностных слоев металлических материалов и их влияния на эксплуатационные характеристики технических изделий. Описаны три основные задачи: 1 – роль поверхностных слоев в формировании объемных характеристик прочности металлических материалов; 2 – взаимосвязь напряжений, деформаций, повреждаемости, оцениваемых для условий объемного пластического деформирования, и структурных изменений, экспериментально выявленных для материала поверхностных микрообъемов; 3 – роль свойств поверхности и их изменений при технологической обработке, в условиях контактного взаимодействия и внешнего трения.

1. Особенности состояния поверхности.

Экспериментальные и теоретические работы позволяют выделить несколько основных характерных особенностей структурного состояния приповерхностных слоев металлов и сплавов [1]:

- повышенная концентрация легко действующих гомогенных источников (типа источника Фишера), а также гетерогенных источников образования дислокаций вблизи поверхности деформируемого твердого тела;
- действие сил зеркального отображения, которые существенно влияют на характер перераспределения дислокационной структуры в тонких слоях субмикроскопического масштаба. При одинаковом уровне внешних напряжений по поперечному сечению твердого тела в радиусе действия дислокационных сил эффективное напряжение сдвига слоев значительно отличается от его значений в объеме. В связи с этим поверхностные источники генерируют значительно большее число дислокационных петель и на большее расстояние от них по сравнению с объемными источниками, имеющими аналогичные конфигурацию и геометрию. Поскольку скорость движения дислокаций является функцией эффективного напряжения сдвига, то в приповерхностных микрообъемах кристалла скорость движения дислокаций может существенно превышать скорость их движения в объеме материала;

– отличия атомно-электронной структуры поверхностных слоев. Они могут проявляться во влиянии поверхностного пространственного заряда и дебаевского радиуса экранирования на величину и форму барьеров Пайерлса, а также в различии координационных чисел, параметров решетки, характера и типа межатомных связей и, как следствие этого, в различии динамических характеристик кристаллической решетки вблизи поверхности и в объеме кристалла. Различие атомно-электронной структуры и динамики кристаллической решетки в поверхностных и внутренних объемных слоях кристалла приводят к различию в проявлении основных механизмов диссипации энергии на дислокациях, движущихся в объеме кристалла и у его поверхности.

Отмеченные особенности состояния приповерхностных слоев приводят к аномальным условиям пластического течения. В [1] показано, что в общем случае протекание процесса микропластической деформации в приповерхностных слоях можно разделить на две основные стадии. На начальной стадии аномальное поведение выражается в облегченном образовании и движении дислокаций в приповерхностных слоях кристаллических материалов по сравнению с его внутренними слоями. Следствием стадии аномального пластического течения является барьерный эффект поверхности, т.е. стадии деформационного упрочнения на кривой напряжение – деформация у поверхности практически сдвинуты по фазе. Они опережают по времени аналогичные стадии объемной деформации и протекают у поверхности быстрее, чем в объеме материала. В результате вблизи поверхности образуется слой с повышенной плотностью дислокаций, так называемый «debris-слой», который тормозит развитие объемной деформации.

Особая роль приповерхностных слоев имеет место в формировании прочностных свойств металлических материалов. Как показано в [1], микропластическая деформация поверхностных микрообъемов предшествует макропластической, при этом в самых тонких приповерхностных слоях реализуются аномально облегченные энергетические условия деформации. Кроме того, что с образованием в процессе пластической деформации более прочного поверхностного слоя связывают существование физического предела текучести, эффекта появления зуба текучести (эффекта Хаазера-Келли) [2].

Влияние поверхности находит выражение как при хрупком объемном разрушении (прочность прямо пропорциональна поверхностной энергии), так и при вязком (понижение поверхностной энергии приводит к уменьшению величины критического напряжения, инициирующего разрушение) [3].

Согласно [4], величина прочности твердого тела на разрыв σ_* связана с абсолютной температурой T , долговечностью τ , относительным удлинением, при котором межатомная связь теряет устойчивость и разрушается ε_* , коэффициентом локальной перегрузки в месте разрыва α , величинами модуля Юнга E и коэффициентом линейного термического расширения α соотношением

$$\sigma_* = \frac{E\varepsilon_*}{\alpha} \left(1 - \frac{\alpha \ln \tau / \tau_0}{3\varepsilon_*} T \right).$$

Структура этого соотношения показывает, что наличие концентратора механических напряжений α не является единственной причиной низкой реальной прочности; прочность твердого тела зависит также от $\beta = \frac{\alpha T}{3\varepsilon_*} \cdot \ln \frac{\tau}{\tau_0}$ – термофлукционного фактора, т.е. в снижение реальной прочности вносит вклад эффект нелинейности сил межатомного взаимодействия, ангармонизм тепловых колебаний. В этой связи учет величины локального (поверхностного) коэффициента термического расширения, величина которого значительно больше его среднего значения в объеме тела [5], а также в зонах разрушения (устье трещины,

межзеренных границах), приобретают принципиально важное значение для решения проблем прочности и разрушения материалов и изделий из них.

2. Напряжения, деформация, повреждаемость и структурные изменения.

Рассмотрим взаимозависимости напряжений, деформаций и структурных изменений при объемном пластическом деформировании [6,7]. В основе закономерностей изменения состояния поликристаллического металла лежат представления о пластически-деструкционном характере деформации. Под деструкцией понимается появление и развитие при объемном пластическом деформировании первых микротрещин. Если иметь в виду деформирование одноосным статическим растяжением, то решающим с точки зрения начала развития деструкционных процессов является соотношение истинных напряжений и необратимых деформаций, возникающих в образце. В зависимости от этого соотношения можно характеризовать процессы, происходящие как в докритической, так и в критической и закритической стадиях разрушения. Так как при таком анализе имеется в виду деструкционные процессы в микрizonaх объема металла, то можно предполагать очевидную зависимость трещинообразования от структуры. Другими словами, истинное напряжение, остаточная деформация и структура материала являются основными факторами, определяющими процессы пластического деформирования и деструкции. Эти три фактора могут быть объединены в аналитическую зависимость. Исследования черных и цветных металлов (железа, углеродистой стали, меди, никеля, алюминия и их сплавов) показали, что истинные напряжения течения S находится в квадратичной зависимости от величины блоков деформированного металла (параметра субструктуры):

$$S = \alpha \cdot \varepsilon^{-1/2}$$

где ε – средний размер блоков; α – коэффициент, зависящий от материала и его предистории. При этом, как показали экспериментальные исследования, величина блоков $\varepsilon^{-1/2}$ линейно зависит от величины остаточной деформации $\delta^{1/2}$:

$$\varepsilon^{-1/2} = \varepsilon_0 + \mu \cdot \delta^{1/2}$$

где ε_0 – средний размер блоков до пластического деформирования. Из этих соотношений следует, что

$$S = S_e + \gamma \cdot \delta^{1/2},$$

где $\gamma = \mu \cdot \alpha$ – коэффициент пластичности; S_e – физический предел упругости, т.е. напряжение, ниже которого при данной скорости деформирования в металле не происходят структурные изменения (дробление структурных составляющих поликристаллического агрегата). Изучение диаграммы $S = f(\delta^{1/2})$ показало, что после достижения определенных значений остаточной деформации на кривых этих зависимостей наблюдается перелом. Характерная диаграмма такого вида для Армко-железа представлена на рис.1. Диаграмма указывает на стадийность деформирования металла, причем в общем случае можно определить три основные стадии процесса деформирования, каждая из которых характеризуется определенным механизмом: первая – до т.А, вторая – от т.А до т.В и третья – от т.В до т.С.

Рентгеноструктурные исследования и изучение плотности материалов показали, что до т.А физическое уширение интерференционной линии существенно увеличивается (на ~50%), а плотность, оцениваемая гидростатическим взвешиванием с точностью $\sim 10^5$ г/см³, изменилась очень мало. При переходе через т.А происходит резкое уменьшение скорости прироста физического уширения рентгеновской линии и увеличение дефекта плотности [8,9].

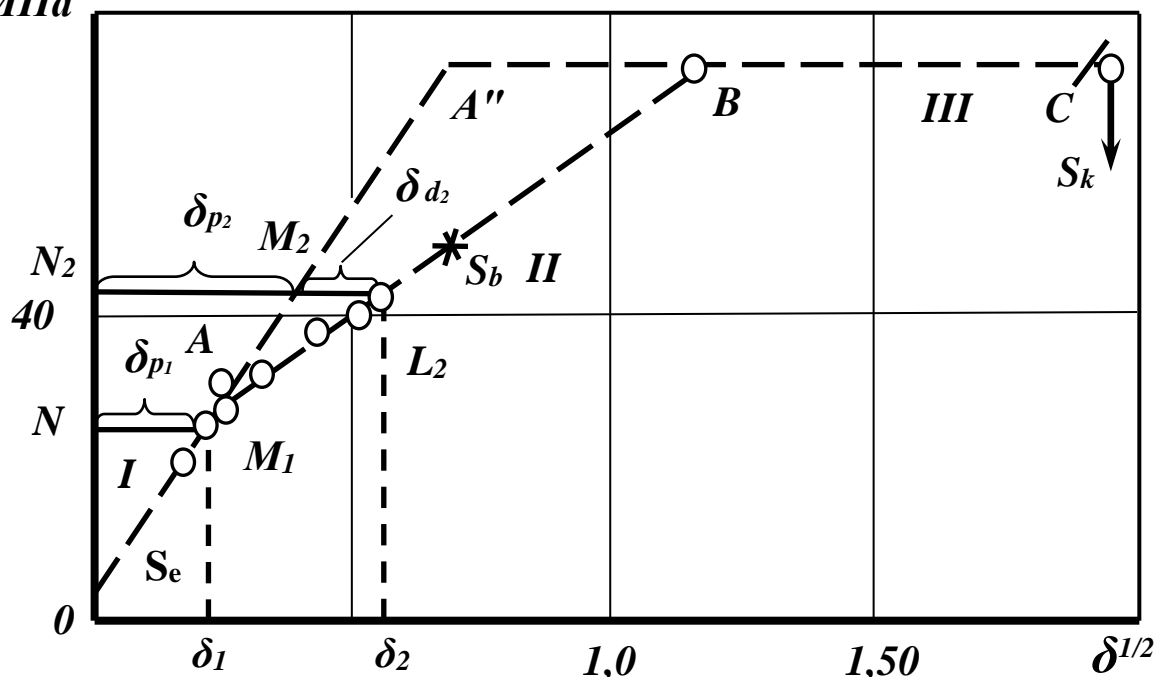
$S, \text{МПа}$ 

Рис.1. Полная диаграмма растяжения железа

Эти результаты дали основание считать, что на первой стадии происходит накопление дефектов кристаллического строения (дислокаций), т.е. она отражает дислокационный характер процесса пластического деформирования, а на второй – появление и развитие микроразрушений, причем, с увеличением остаточной деформации этот процесс становится определяющим. Отсюда следует, что точка перегиба (т.А) на диаграммах истинное напряжение – остаточная деформация соответствует началу деструкционного развития процесса пластического деформирования. Рекристаллизационный отжиг алюминия, деформированного с разной остаточной деформацией, показал, что микроскопические несплошности, возникшие при пластическом деформировании с $\delta < \delta_A$, залечиваются, в то время как после деформации с $\delta > \delta_A$ – они являются устойчивыми [8].

По мере увеличения δ вклад деструкционных процессов в деформацию возрастает. Соотношение доли деструкционной (δ_d) компоненты деформации к пластической (δ_p) характеризует коэффициент деструкции материала (Δ), а отношение пластической компоненты (δ_p) к общей остаточной деформации (δ) – коэффициент добротности (η). На первой стадии деформирования добротность тела постоянна и равна единице, рис.2. На

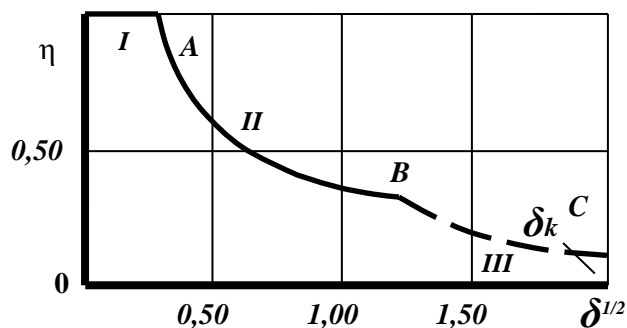


Рис.2. Изменения коэффициента добротности

второй стадии – суперпозиции пластической и деструкционной деформации – деструкция развивается во всем объеме тела, постепенно локализуясь в более узкой области – «шейке». Для железа вторая стадия деформирования заканчивается при коэффициенте добротности, равном $\sim 0,34$. Третья стадия – стадия локального процесса разрушения – протекает в узкой области продвижения магистральной трещины и заканчивается при коэффициенте добротности $\sim 0,12$. Отсюда следует, что Δ и η обладают высокой чувствительностью к изменению структуры с точки зрения накопления повреждаемости, поэтому могут надежно характеризовать степень развития деструкционных процессов в материале. Следует подчеркнуть, что, как показал опыт экспериментальных исследований, эти коэффициенты характеризуют механическое состояние металла не только непосредственно при пластической деформации, но и после предварительной термической или деформационно-термической обработки. Оценка коэффициентов (Δ и η) при истинных напряжениях, соответствующих сопротивлению разрыву, позволяет судить о предельной повреждаемости металла перед возникновением и развитием магистральной трещины вплоть до разрушения. Более того, зная положение т.А можно разделять материалы по характеристике пластичности, указывая на их механическое состояние с точки зрения накопленной при предварительной обработке повреждаемости.

Важным параметром при формировании свойств материала в условиях деформации является его состав. Согласно [6–8], в техническом железе деструкционные процессы получают развитие после остаточной деформации $\sim 9\%$, в стали с $0,3\%$ углерода они начинаются значительно раньше – при $\delta = 6\%$. Дальнейшее повышение содержания углерода в стали приводит к еще большему смещению т.А в сторону меньших остаточных деформаций. Это означает, что в высокоуглеродистой стали в момент разрушения существует значительно большая повреждаемость, чем в низкоуглеродистой. Одновременно происходит изменение положения т.А по шкале истинных напряжений: с увеличением содержания углерода истинные напряжения, при которых начинается деструкция, возрастают, причем скорость их прироста по отношению к изменению предела текучести значительно выше. Если сопоставить положение т.А в зависимости от содержания углерода в стали с механическими свойствами, то можно отметить существование качественной связи в изменении этих характеристик: чем больше углерода в стали, тем выше напряжение деструкции, ниже пластичность и остаточная деформация, при которой начинаются деструкционные процессы. Качественно иные результаты получаются при легировании углеродистой стали марганцем. Например, увеличение содержания марганца до $\sim 2,3\%$ в стали 30 слабо влияет на положение точки А, оцениваемое по величине остаточной деформации: она снижается с $5,5$ до $5,1\%$. Дальнейшее повышение содержания марганца до $3,3\%$ приводит к увеличению остаточной деформации до $6,5\%$. При этом непрерывно повышается истинное напряжение начала развития деструкционных процессов S_A : с 490 до 675 и 850 МПа соответственно. Как показали эксперименты, с увеличением количества углерода и марганца коэффициенты добротности сталей снижаются, а коэффициенты деструкции возрастают [9].

Следует особенно подчеркнуть, что характеристики механических свойств разных сплавов, приведенные выше, оценивались в условиях их объемной деформации, а параметры структуры определялись преимущественно рентгеновским методом, т.е. анализировали структурное состояние материала приповерхностных слоев до и после деформации. Следовательно, представленные выше соотношения отражают связи характеристик структурного состояния поверхностного слоя с характеристиками механического состояния объема деформированного металла или сплава и, соответственно, с эксплуатационными свойствами изделий из них. Примером связи свойств поверхностного слоя с эксплуатационными свойствами изделий служат данные табл.1, которые иллюстрируют

изменение структурного состояния и фазового состава тончайших поверхностных микрообъемов образца титанового сплава ВТ9 после технологического процесса финишной обработки шлифованием при двух разных режимах. Видно, что шлифование изделия при повышенных скорости резания

Таблица 1

Структурное состояние поверхности сплава ВТ9 и характеристики механических свойств

Параметры шлифования	Толщина слоя, мкм	Физическое уширение α -фазы	Микродеформация кристаллической решетки α -фазы, $\Delta\alpha/\alpha \cdot 10^3$	Фазовый состав поверхностного слоя 0,5 мкм		σ_{-1} МПа	Число циклов до разрушения ($\sigma=480$ МПа)
				исходное состояние	после шлифования		
$V_p = 15$ м/с	0,3	5,9	2,1				
$h = 10$ мкм	3,8	4,3	1,5	$\alpha + \beta$	$\alpha + \beta$	475	$3,5 \cdot 10^6$
$V_u = 0,08$ м/с	6,5	4,1	1,4				
$V_p = 40$ м/с	0,3	23,0	8,0				
$h = 40$ мкм	2,3	16,8	5,3	$\alpha + \beta$	α	100	$2,8 \cdot 10^4$
$V_u = 0,08$ м/с	3,8	8,4	3,0				
	15,5	8,1	2,9				

($V_p=40$ м/с) и глубине шлифования ($h=40$ мкм) приводит не только к увеличению деформации кристаллической решетки деформированной зоны, но и к интенсификации диффузионных процессов в тончайших поверхностных микрообъемах. В слоях толщиной менее 0,5 мкм фиксируется распад β -фазы сплава и формирование «альфированных зон», при этом в подповерхностных слоях толщиной 2 мкм сохраняется двухфазная структура сплава. Анализ условий обработки, сравнительных усталостных испытаний и характеристик структуры деформированной зоны дает основание сделать вывод, что изменение фазового состава тончайших слоев, прилегающих к свободной поверхности, является основной причиной резкого понижения усталостной прочности (число циклов до разрушения при $\sigma = 480$ МПа составляет $3,6 \cdot 10^6$, когда $V_p = 15$ м/с, $h = 10$ мкм и $2,8 \cdot 10^4$ когда $V_p = 40$ м/с, $h = 10$ мкм). В результате совместного действия термических и атермических процессов при шлифовании, связанных с движением легирующих элементов по дислокационным трубкам, в поверхностных микрообъемах титанового сплава формируется комплекс физических и механических свойств, резко отличающихся от объема. Формирующееся структурное состояние приповерхностных слоев титанового сплава изменяет условия его объемного разрушения и снижает эксплуатационный ресурс изделий.

3. Особую роль играют поверхностные микрообъемы элементов трибосистемы, находящихся под нагрузкой и относительном движении, которые определяют весь сложный

комплекс реальных процессов контактного взаимодействия и внешнего трения, надежность и долговечность машин и механизмов.

Процесс разрушения поверхности твердых тел при трении связан с явлениями механической, физической и химической природы. Для контактного взаимодействия твердых тел характерен стохастический характер распределения и дискретность поверхностных сил и источников тепла; особенностью является наличие значительных градиентов полей напряжений, деформаций и температур. Все эти особенности находят выражение в изменении свойств материала деформированных поверхностных зон: формируется повышенная концентрация дефектов кристаллического строения, имеют место концентраторы напряжений, специфические структурные, фазовые и химические превращения, механотермическая активация поверхностных микрообъемов [10].

Согласно [11] процесс трения имеет двойственную молекулярно-механическую природу. Она обусловлена преодолением адгезионных сил, возникающих между двумя телами, и преодолением сопротивления объемному деформированию материала. Главным фактором при трении является различие между прочностью адгезионной связи и прочностью нижележащих слоев. Если прочность поверхностного слоя ниже, чем в нижележащих слоях, то имеет место положительный градиент механических свойств по глубине, реализуется внешнее трение, и этот процесс определяют поверхностные свойства твердых тел; при этом все деформации сосредотачиваются в тонком приповерхностном слое. Это дало основание И.В.Крагельскому ввести понятие о «третьем теле» [11], формирование которого в области контактного взаимодействия твердых тел и соответственно его свойства играют первостепенную роль в процессе трения и поверхностного разрушения.

Рассмотрим существующие наиболее распространенные законы поверхностного разрушения [11]. Для преимущественно абразивного и адгезионного механизма изнашивания применяется аналитическое выражение Р.Хольма, М.М.Хруцова, Д.Ф.Арчарда, Е.Т.Баруэлла типа

$$I = kP/HB,$$

где I - интенсивность изнашивания, k - коэффициент, P - нагрузка, $HВ$ - твердость. Для фрикционной усталости закон разрушения И.В.Крагельского, Е.П.Непомнящего, Г.М.Харача имеет вид:

$$I = \sqrt{h/r} P_a / P_r k_1 \alpha_* / n,$$

где P_a - номинальное давление, P_r - фактическое давление, n - число циклов, которое выдерживает деформируемый микрообъем до разрушения, k - коэффициент, зависящий от расположения неровностей по высоте, α_* - отношение номинальной площади к площади трения, h - глубина внедрения единичной неровности, r - радиус неровности. Энергетическая теория изнашивания Г.Фляйшера основывается на законе поверхностного разрушения в виде

$$I = \bar{\tau}_{ед} / e^* = \bar{\tau}_{ед} V_u / SPf,$$

где $\bar{\tau}_{ед}$ - среднее напряжение сдвига, e^* - энергетическая характеристика разрушения, V_u - объем изношенного материала, f - коэффициент трения, S - путь трения. Закон поверхностного разрушения при трении, предложенный Н.Су, описывается уравнением вида

$$I = b/4\pi \left(\frac{K_1 G_1}{\sigma_1 S_{01}(1-\nu_1)} + \frac{K_2 G_2}{\sigma_2 S_{02}(1-\nu_2)} \right) NS,$$

где K_1, K_2 - константы, определяемые топографией поверхности, индекс 1 соответствует твердой поверхности, индекс 2 - мягкой, S_{01} и S_{02} - пути скольжения, соответствующие

сьему со всей поверхности одного слоя частиц износа, G – модуль сдвига, ν – коэффициент Пуассона, σ – напряжение трения дислокаций, b – вектор Бюргерса. Некоторые новые взгляды на процесс поверхностного разрушения при трении и его оценки можно найти в [12,13], где предлагаются расчетные соотношения, содержащие физическую информативность и раскрывающие качественное и количественное влияние действующих факторов механической, физической и химической природы.

Приведенные аналитические выражения, описывающие законы поверхностного разрушения указывают, что плодотворность дальнейшего совершенствования в области теоретических обобщений, позволяющих уже на стадии проектирования деталей машин и механизмов решать задачи оптимизации, определяется уровнем знаний и прежде всего достоверной количественной экспериментальной информацией о свойствах, составе и строении поверхностных микрообъемов твердых тел при контактных взаимодействиях.

Структурное состояние поверхностного слоя, оказывая определяющее влияние на уровень разрушения узлов трения, радикально изменяют надежность и долговечность машин и механизмов. В работе [14] показано, что деформационное упрочнение при объемной деформации сжатием медных образцов до $\varepsilon = 30\%$ повышало предел текучести до величины 0,55 ГПа ($H = 1,65$ ГПа); в то время как при трении твердость возрастает до $H = 3,8$ ГПа, что соответствует пределу текучести около 1,26 ГПа. Эти результаты, наблюдавшиеся также многими исследователями, в свете работы [15] позволяют говорить о явлении специфического фрикционного упрочнения, механизм которого отличается от механизма объемного деформационного упрочнения. На рис.3 показана зависимость параметра упрочнения – физического уширения рентгеновских линий ($\beta_{(311)}$) меди (деформированной при трении на машине И-47 при скорости скольжения 0,5 м/с в условиях граничной смазки) от давления на разной глубине деформированной зоны.

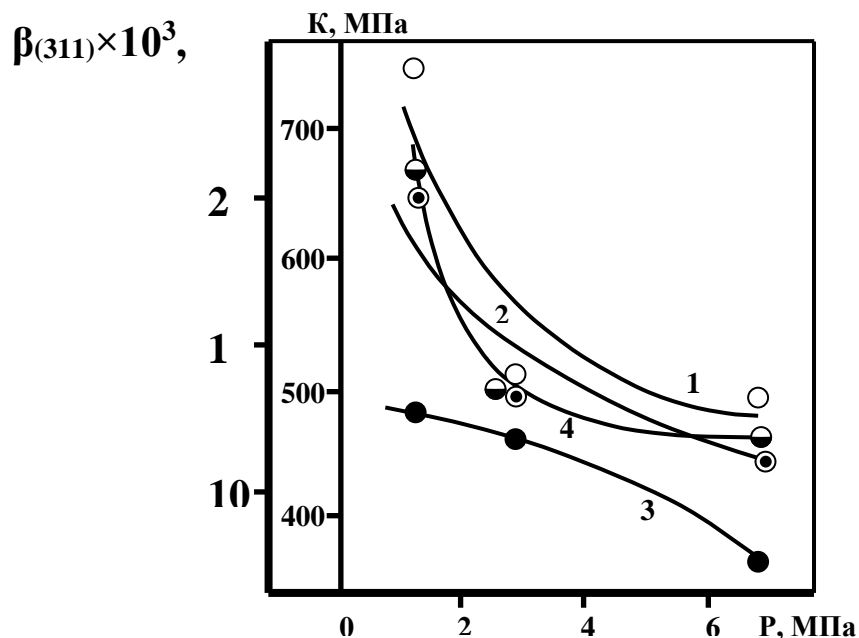


Рис.3. Зависимость физического уширения рентгеновских линий ($\beta_{(311)}$) и предела текучести (K) от нагрузки.

1 – $\beta_{(311)}$ на глубине 0,3 мкм, 2 – 0,7 мкм, 3 – 2,0 мкм, 4 – предел текучести на глубине 0,3 мкм
Уширение линий у поверхности материала достигает наибольшего значения при наименьшей нагрузке. Поскольку, как показано выше, физическое уширение интерференционной линии

непосредственно связано с деформацией металла и плотностью дислокаций в зоне деформации, приведенные данные позволяют утверждать, что в поверхностных микрообъемах большая плотность дислокаций достигается при меньших давлениях на образец. Разные величины $\beta_{(311)}$ при нагрузках 1 и 3 МПа на глубине 2 мкм свидетельствуют о большей локализации пластической деформации при уменьшении нагрузок и существования двух зон: зоны аномального упрочнения от 0 до 2 мкм и зоны деформационного упрочнения на глубине более 2 мкм. Для объяснения причин аномального поведения предела текучести обращаемся к анализу адекватности механизмов упрочнения экспериментальным данным. Так как существенного упрочнения меди не наблюдается даже при высокоскоростной термообработке, то ролью фрикционного разогрева и температурных всплесков на пятнах касания можно пренебречь; по идентичным соображениям скоростная деформация не может дать наблюдаемой величины фрикционного упрочнения поверхности меди; исключается также наличие существенных диффузионных процессов. Наблюдаемая зависимость параметра упрочнения от нагрузки может быть объяснена лишь с позиций масштабного эффекта. Использование уравнения Мейера, описывающего степенную зависимость между нагрузкой на индентор и глубиной погружения индентора, позволило оценить вклад масштабного эффекта в упрочнение поверхности при деформации трением и получить выражение для относительного упрочнения двух материалов разной начальной твердости H_0 при разных номинальных нагрузках P_α [15]:

$$\Psi_{12} = [H_{02}/H_{01} (P_{\alpha 1}/P_{\alpha 2})^{0,14}]^k.$$

Аномалии поверхностного упрочнения обуславливают особенности развития разрушения в поверхностных слоях при сложном напряженном состоянии, которое иллюстрируются на рис.4. Для условий сухого трения представлено изменение экспериментального значения физического уширения рентгеновских линий меди по

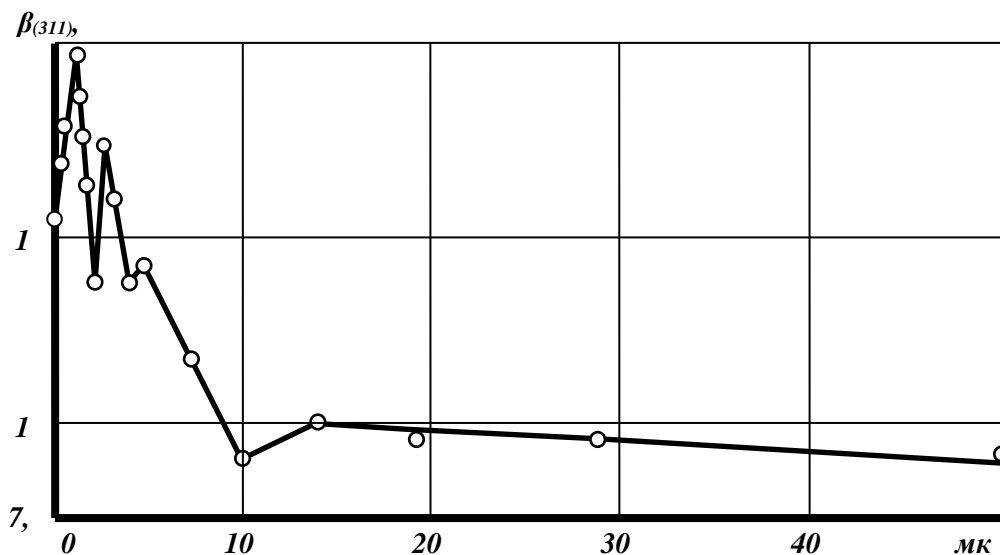


Рис.4. Изменение физического уширения рентгеновских линий $\beta_{(311)}$ меди по глубине зоны деформации

глубине зоны деформации при контактном взаимодействии. Наличие переломов на кривой $\beta_{(hkl)}(t)$ является следствием образования микротрещин. Расстояние между экстремумами на

кривой служит оценкой толщины отслаивающихся частиц при разрушении (по представленным данным размер частиц износа составляет 10-20 мкм). В [16] предлагается аналитическое соотношение для оценки толщины зоны пониженной плотности дислокаций, ответственной за разрушение (и связанной с развитием дислокаций в поверхностных слоях, деформированных при контактном взаимодействии, и величиной поверхностного потенциального барьера):

$$h = Gb[4\pi(1 - \nu)\sigma_f],$$

при этом $\sigma_f = G\varepsilon^2 c$ – для твердых растворов, $\sigma_f = G\varepsilon c$ – для дисперсионно-твердеющих сплавов, где c – атомная концентрация легирующих элементов, ε – величина, характеризующая деформацию. Оценка величины h по указанному соотношению дает $h \approx 0,1$ мкм для железа с 3% Si, $h \approx 10-20$ мкм для меди.

Известно, что для снижения уровня поверхностного и объемного разрушения применяют разнообразные методы обработки поверхности. Рассмотрим влияние химико-термической обработки (азотирования) сталей разных структурных классов на характеристики структуры и свойств приповерхностных слоев и их связь с эксплуатационными свойствами изделий.

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 4ат.%, и на основе железа с ГЦК решеткой, легированные Ni (29ат.%), Cr, Al, Ti в количестве до 4ат.% [17].

На рис.5 представлено изменение физического уширения интерференционных линий $\beta_{(hkl)}$, твердости HV и износостойкости ε сплавов с α - и γ -основами, азотированных при разных температурах. В сплавах с α -основой (рис.5а) с уменьшением твердости и $\beta_{(220)}$ относительная износостойкость увеличивается. На кривой зависимости износостойкости от температуры азотирования существует максимум для стали 38X2МЮА, соответствующий 620⁰С. Результаты электронно-микроскопических исследований показали, что при повышении температуры азотирования до 620⁰С происходит увеличение размера нитридов легирующих элементов, уменьшение плотности их распределения и потеря когерентной связи с матрицей. Образование некогерентных частиц нитридов легирующих элементов снижает уровень микродеформации кристаллической решетки азотированного α -твердого раствора, что увеличивает запас пластичности и работоспособность при трении. Результаты испытаний реальных изделий, поверхности которых азотировали при 620⁰С, показали значительное увеличение ресурса их работоспособности [17].

В сплавах с γ -матрицей для всех температур азотирования наблюдается прямая корреляция между твердостью, износостойкостью и физическим уширением линий. Проведенные электронно-микроскопические исследования дали основание полагать, что такая корреляция обусловлена особенностями формирования структуры диффузионного слоя. В сплавах с γ -матрицей по мере повышения температуры азотирования формируются нестабильные зародыши нитридных фаз, когерентные и полуккогерентные кристаллической решетке матрицы. Стадии формирования структуры азотированного слоя обусловлены разной природой легирующих элементов, а характеристики механических свойств определяются особенностями дислокационной структуры в зависимости от связи и соотношений решеток матрицы и нитридов. Указанные стадии формирования структуры азотированного слоя находят прямое выражение в изменении работоспособности изделий.

На основе оценки характеристик структурного состояния приповерхностных слоев предложен способ определения режимов технологии химико-термической обработки поверхностных слоев конструкционных сталей и сплавов, которые обеспечат наилучшие эксплуатационные характеристик изделий из них. В основе способа лежит установленная

аналитическая взаимосвязь наиболее значимых характеристик структурного состояния поверхностного азотированного слоя, характеристик структуры деформированного при трении поверхностного микрообъема и уровня поверхностного разрушения азотированных конструкционных сталей при трении; работа базировалась на положениях теории безразмерного физико-механического комплекса для расчетов на износ

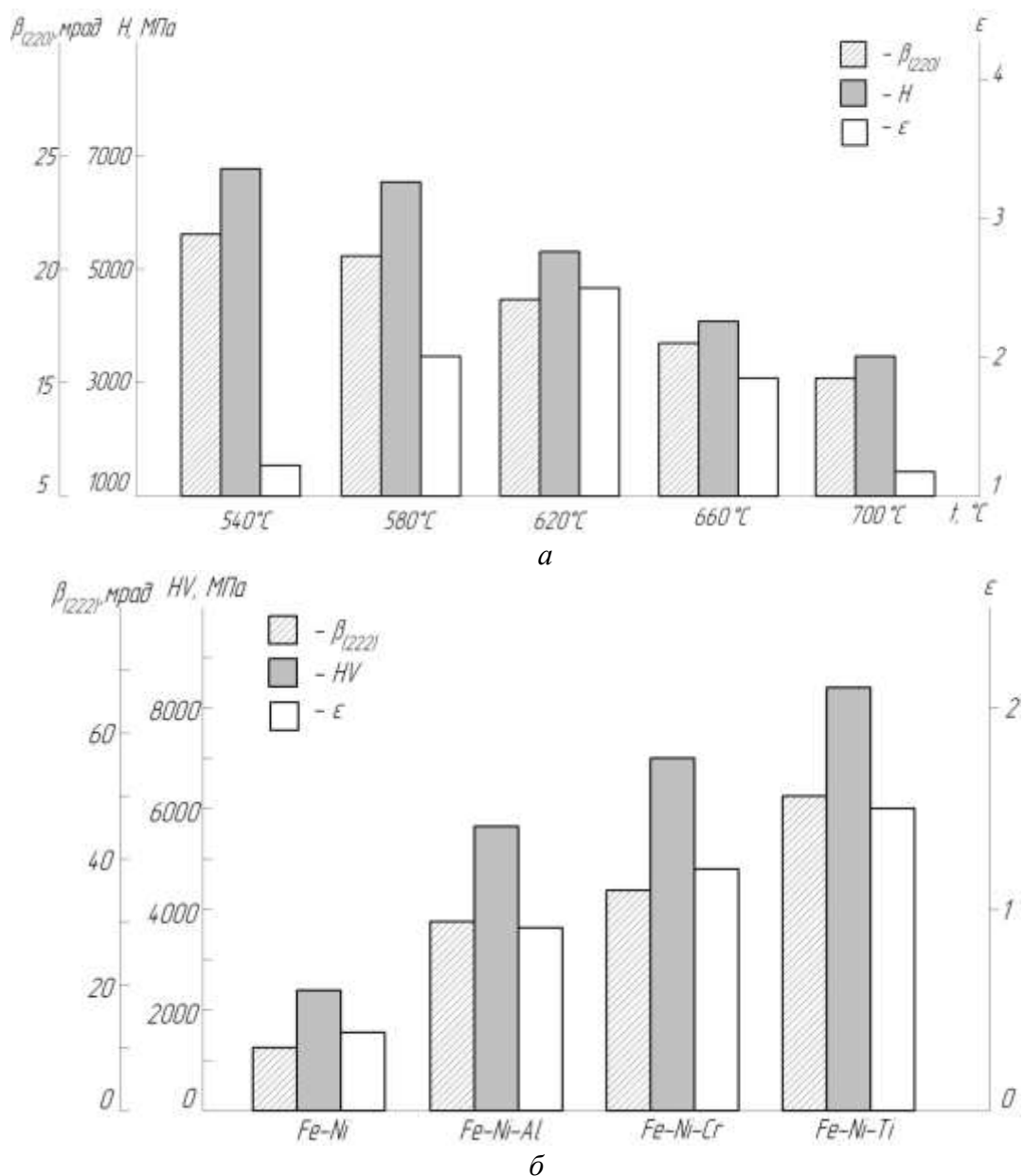


Рис. 5. Влияние температуры азотирования на микротвердость, физическое уширение интерференционных линий и износостойкость сплавов с α -матрицей (а) и γ -матрицей (б)

цементованных деталей зубчатых передач [18]. Применительно к азотированному диффузионному слою выявленный комплекс назван обобщенным структурным параметром азотированных сталей Π_a . В него входят основные характеристики структуры поверхностной диффузионной зоны: размер частиц нитридов легирующих элементов, расстояние между

ними, размер зоны сдвига при деформации, твердость материала зоны поверхностной пластической деформации при трении, уровень микродеформации кристаллической решетки, характеристики плотности дислокаций азотированного слоя и деформированной зоны, которые получены экспериментальными методами рентгеноструктурного анализа, электронной микроскопии и измерения твердости. С учетом преобразований применительно к азотированному состоянию сталей и сплавов и методикам определения их структурно-чувствительных характеристик, а также с учетом того, что экспериментально оценивалась величина относительной износостойкости в качестве параметра, характеризующего уровень поверхностного разрушения при трении, выражение для обобщенного структурного параметра азотированного поверхностного слоя имеет следующий вид [19]:

$$P_a = \frac{\left[H_0 + k_1 \left(\frac{\Delta d}{d} \right)^{1/2} \right]^{1.75} \left[DvA (\beta_{np}^2 - \beta_0^2) \right]^2}{\left(k_2 + \frac{\pi D d_n}{L^2} \right)^2}.$$

В соотношении для P_a использованы коэффициенты, которые определялись следующим образом. Коэффициент k_1 учитывает отношение коэффициента геометрических параметров дислокационных петель и их распределение по линейным размерам к геометрическому коэффициенту формы зерна. Коэффициент k_2 отражает изменение твердости азотированного слоя в процессе поверхностной пластической деформации при трении. Его значение определяли из экспериментальных зависимостей $HV = f((\Delta d/d)^{1/2})$ для сталей, где $\Delta d/d$ – микродеформация кристаллической решетки поверхностного слоя при объемной деформации. H_0 – твердость диффузионной зоны. D – средний размер блоков когерентного рассеяния. L – расстояние между нитридами легирующих элементов, d_n – их размер. A – постоянный коэффициент, зависящий от упругих свойств материала, v – вектор Бюргера, β_0 , β_{np} – исходное и предельное значения физического уширения интерференционных линий на рентгенограмме азотированного поверхностного слоя. Для определения значения β_{np} пара трения с азотированным образцом испытывалась при трении до формирования задира, о котором судили по резкому увеличению коэффициента трения и появлению характерных повреждений поверхности. После этого зона поверхностной пластической деформации при трении исследовалась рентгенографически и оценивалась величина физического уширения интерференционных линий материала приповерхностного слоя, в котором создаются условия для реализации предельной повреждаемости при трении. Как показывает опыт структурных и трибологических исследований, в этих слоях достигается величина критической плотности дислокаций.

На рис.6 приведены результаты оценки величины обобщенного структурного параметра P_a и экспериментальные значения относительной износостойкости ε сталей. Видно, что между величинами P_a и ε существует линейная связь. Величина относительной износостойкости исследуемых сталей и сплавов изменяется в диапазоне от 0,9 до 4,5, при этом обобщенный параметр P_a принимает значения от $0,1 \times 10^5$ до $0,9 \times 10^5$. Два крайних значения соответствуют модельному сплаву типа Fe + 29%Ni + 4%(Cr, Al, Ti) при температуре азотирования 500–620⁰C и стали 38X2MЮА при температуре азотирования 620⁰C. Все остальные значения P_a и ε , соответствующие разным сплавам и разным условиям азотирования, укладываются в единую линейную зависимость, указывая на высокую чувствительность разработанного структурного параметра к параметру, характеризующему

уровень поверхностного разрушения. Величины, входящие в выражение Π_a : размер зоны сдвига, размер частиц второй фазы и их концентрация, твердость НВ, микродеформация кристаллической решетки, исходное и критическое значения плотности дислокаций, 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 выступает твердость). Средство контроля должно быть комплексным, учитывающим как объемные характеристики механических свойств, так и характеристики структуры поверхностных модифицированных слоев.

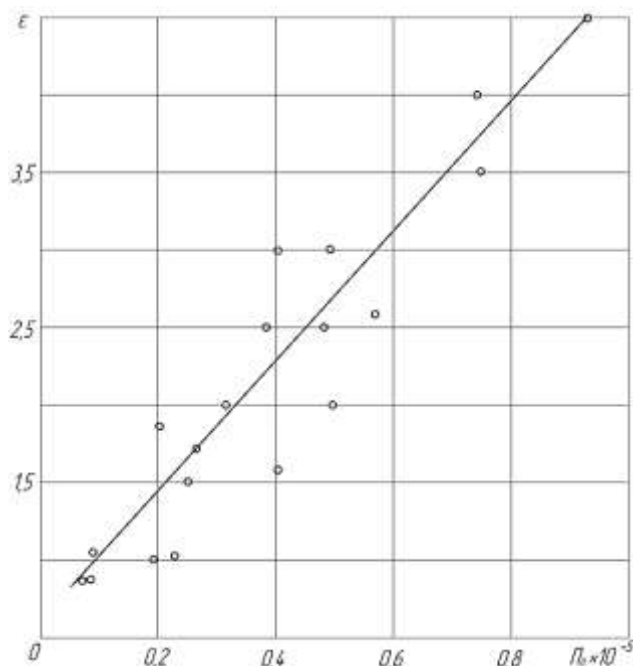


Рис.6. Взаимосвязь относительной износостойкости ϵ азотированных сталей и обобщенного структурного параметра Π_a зоны поверхностной пластической деформации азотированных сплавов

Заключение. Приведенные примеры особенностей структурного состояния зоны поверхностной пластической деформации свидетельствуют о кардинальном изменении свойств поверхностных микрообъемов твердых тел, и они существенно влияют на объемные эксплуатационные свойства изделий из металлических материалов. В настоящее время накоплен значительный экспериментальный и практический материал по влиянию состояния приповерхностных слоев металла на уровень разрушения в условиях объемного и поверхностного деформирования и эксплуатации. Реализация этой информации в создании фрикционных, антифрикционных и смазочных материалов, при разработке прогрессивных технологий направленной обработки конструкционных материалов, позволит существенно повысить работоспособность машин и механизмов.

Список литературы

1. Алехин В.П., Физика прочности и пластичности поверхностных слоев материалов. - М.: Наука, 1983. - 280 с.

2. Иванова В.С., Пойда В.Г., Смолякова Л.Г., Терентьев В.Ф. Особенности пластического течения предварительно деформированного молибдена // ФиХОМ. - 1969. - № 6. - С.61–69.
3. Махлин Е.С. Состояние поверхности и прочностные свойства. / В сб. «Механизм упрочнения твердых тел» под ред. М.Л.Бернштейна. - М.: Металлургия, 1965. - С.340–367.
4. Журков С.Н. К вопросу о физической основе прочности // ФТТ. - 1980. - Т.22, В.11. - С. 3344-3349.
5. Банщиков А.Г., Корсуков В.Е. Изучение поверхности твердых тел методом поляритонной спектроскопии // ФТТ. - 1980. - Т.22, В.8. - С.2368–2373.
6. Рыбакова Л.М., Куксенова Л.И. Структура и износостойкость металла. - М.: Машиностроение, 1982. - 212 с.
7. Рыбакова Л.М. Деструкция металла при объемном и поверхностном пластическом деформировании // МиТОМ. - 1980. - № 8. - С.17–22.
8. Рыбакова Л.М., Куксенова Л.И. Влияние структурного состояния поверхностных микрообъемов на интенсивность разрушения твердых тел / Межведомственный сборник научных трудов. - М.: изд-во ВЗМИ, 1984. - С.80–105.
9. Рыбакова Л.М., Прусаков Б.А. К вопросу о деструкции металлов при пластическом деформировании / Межведомственный сборник научных трудов. - М.: изд-во ВЗМИ, 1984. - С.105–116.
10. Поверхностная прочность материалов при трении. Под ред. В.И.Костецкого. - Киев: Техника, 1976. - 293 с.
11. Крагельский И.В. Трение и износ. - М.: Машиностроение, 1968. - 480 с.
12. Дроздов Ю.Н., Фролов К.В. Теоретико-инвариантный метод расчета интенсивности поверхностного разрушения твердых тел при трении// Поверхность. Физика, химия, механика. - 1982. - № 5. - С.138–145.
13. Дроздов Ю.Н. Обобщенные характеристики для оценки износостойкости твердых тел // Трение и износ. - 1980. - Т.1, № 3. - С.417–424.
14. Крагельский И.В., Алексеев Н.М., Рыбакова Л.М., Назаров Ю.Н. Влияние степени упрочнения материалов в процессе трения на их стойкость против задира // Машиноведение. - 1977. - № 6. - С.88–94.
15. 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. - Т.3, № 1. - С.33–42.
16. Sun N.P. The delamination theory of wear // Wear. - 1973. - V. 25, № 1. - P. 111–124.
17. 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. - 518 с.
18. 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. - Т.10, № 5. - С.773–778.
19. Алексеева М.С., Куксенова Л.И. Методы оценки характеристик структурного состояния поверхностных слоев азотированных сталей и сплавов / Труды XII Международной научно-технической конференции, посвященной 80-летию ИМАШ РАН «Трибология – машиностроению». - М.-Ижевск: Институт компьютерных исследований, 2018. - С.18–21.

Дата поступления: 18 февраля 2019 г.