

нологичностью, рекомендованы для изготовления высокопрочных ответственных литых деталей. Разработки технологии восстановления руд Ленского рудного поля для выплавки хладостойких сталей, в частности, предложенные химические составы, будет способствовать значительному сокращению себестоимости металлопродукции и повышению работоспособности горнодобывающей техники.

Литература

1. Подъячев Б.П., Бикбаева Т.В., Амузинский В.А. Как мы искали Тамгинский железный завод // Наука и техника в Якутии. – 2003. – №1. – С. 54–59.
2. Слепцов О.И., Ермаков Б.С., Петров П.П. Исследование физико-механических основ создания высокопрочных и хладостойких сплавов северного исполнения с применением местной комплексно-легированной РЗМ железомарганцевой руды // Современные проблемы науки и образования. – 2011. – №9. – С. 51 – 58.
3. Слепцов О.И., Ермаков Б.С., Петров П.П. Разработка высокопрочных и хладостойких сплавов с применением руд Ленского рудного поля // Сб. докладов II Межд. науч. конф. «Инновационная деятельность предприятий по исследованию, обработке и получению современных материалов и сплавов» (24–25 ноября 2011 г., Орск). – М.: Машиностроение, 2012. – Т. 1. – С. 444–453.
4. Слепцов О.И., Ермаков Б.С., Москвитин С.Г. и др. Перспективы создания высокопрочных, хладостойких сталей из природно-легированной руды Ленского рудного поля // Химическая технология. – 2010. – Т. 11, №12. – С. 755–760.
5. Ермаков Б.С., Солнцев Ю.П. Низкотемпературные свойства легированных сплавов системы Fe–Mn // Прочность материалов и конструкций при низких температурах: – СПб.: СПбГУНИПТ, 2003. – С. 31–36.
6. Солнцев Ю.П., Ермаков Б.С., Поваров Д.В. Материалы и надежность низкотемпературных конструкций. – СПб.: Химиздат, 2007. – 168 с.
7. Слепцов О.И., Лебедев М.П., Петров П.П., Москвитин С.Г. Разработка сталей северного исполнения на основе железомарганцевой руды Ленского рудного поля // Материалы выездной сессии научного Совета РАН по научным основам химической технологии «Современные проблемы химической технологии» (20–22 октября 2009 г., Новосибирск). – Новосибирск: Изд-во СО РАН, 2009. – С. 48–49.
8. Слепцов О.И., Ермаков Б.С., Петров П.П. Возможность применения руд Ленского рудного поля при разработке новых хладостойких сталей // Проблемы ресурса и безопасной эксплуатации материалов и конструкций. – СПб.: СПбГУНИПТ, 2011. – С. 40–48.

Поступила в редакцию 24.07.2015

УДК 621.777 : 539.538 : 620.186

Особенности триборазрушения гетерогенных структур системы «субмикронная ферритная матрица, армированная нано- и микрокарбидами»

С.П. Яковлева, С.Н. Махарова

Институт физико-технических проблем Севера СО РАН, г. Якутск

Проведены экспериментальные исследования износостойкости и трибодеструкции при трении скольжения низколегированной стали до и после объемного наноструктурирования с применением холодного (при комнатной температуре) равноканального углового прессования. На различных этапах трибонагружения изучен с применением методов оптической и растровой электронной микроскопии, профилометрии и расчета автокорреляционных функций шероховатости поверхностей трения процесс изнашивания стали в крупнозернистом и наноструктурированном состояниях. Показано, что образование в ней гетерогенной структуры системы «субмикронная ферритная матрица – наноразмерная карбидная фаза» обеспечило кратное увеличение износостойкости. Выявлены особенности контактного разрушения, определяющие рост износостойкости стали при измельчении структуры и указывающие на существенные различия в природе формирования трибологической прочности металла в зависимости от уровня дисперсности структурных элементов.

ЯКОВЛЕВА Софья Петровна – д.т.н., проф., зав. отделом, spyakovleva@yandex.ru; МАХАРОВА Сусанна Николаевна – к.т.н., в.н.с., snmachar@yandex.ru.

Ключевые слова: феррит, карбид, наноструктурирование, износостойкость, фрикционная поверхность, шероховатость, трибодеструкция.

Experimental investigations of wear resistance and tribodestruction during sliding friction of low alloy steel before and after the bulk nanostructuring using cold (at room temperature) equal channel angular pressing were conducted. At various stages of loading by friction the wear of steel in coarse-grained and nanostructured states was studied using the methods of optical and scanning electron microscopy, roughness measurements of the friction surfaces and by calculation autocorrelation functions of roughness. It is shown that formation of heterogeneous structure of the system «submicron ferrite matrix – nanosized carbide phase» provided multiple increase of wear resistance. The peculiarities of the contact fracture, determining the growth of wear resistance of steel as a result of the structure refinement and indicating significant differences in the nature of formation of the metal tribological strength, depending on the dispersion level of the structural elements are revealed.

Key words: ferrite, carbide, nanostructuring, frictional loading, wear resistance, friction surface, roughness, tribodestruction.

Введение

В настоящее время резервы повышения механических и эксплуатационных характеристик сталей различных структурных классов на основе использования полиморфных превращений считаются практически исчерпанными. Поэтому интенсивное развитие получают методы, позволяющие резко изменять физико-механические свойства металлических материалов (в том числе сталей) за счет формирования в них нано- и субмикроструктурных состояний. Это, прежде всего, равноканальное угловое прессование (РКУП) при температурах, обычно составляющих около 0,3–0,4 от температуры плавления деформируемого металла [1, 2]. При РКУП заготовка продавливается через стальную матрицу, состоящую из двух каналов с одинаковыми поперечными сечениями, пересекающимися под определенным углом. Как правило, применяют несколько циклов (проходов) прессования.

Для промышленного применения метода РКУП выгодно понижение температур деформации, но из-за относительно небольшого ресурса пластичности сталей заготовки быстро разрушаются уже после нескольких проходов. Нами была обоснована и экспериментально подтверждена возможность наноструктурирования ферритно-перлитной стали 09Г2С при комбинировании двух циклов «холодного» (при 20 °С) РКУП с последующим отжигом при 350 °С и 450 °С [3]. Такая обработка обусловила формирование структуры в виде субмикронной ферритной матрицы, упрочненной наноразмерными частицами карбида. В ходе дальнейших исследований было выявлено многократное увеличение прочности наноструктурированной стали, а также ее сопротивления хрупкому разрушению. Уровень полученных механических свойств и факторы, определяющие положительное влияние нанодиспергирования структуры на

свойства стали, рассмотрены нами, например, в работах [4, 5]. Следует ожидать, что наноструктурированная сталь 09Г2С будет иметь и хорошие трибологические свойства, так как одним из наиболее перспективных путей создания оптимальных по износостойкости сплавов является разработка гетерогенных структур на основе систем «матрица – мелкодисперсные упрочняющие фазы» [6]. В данной работе представлены результаты определения износостойкости низколегированной стали 09Г2С с субмикроструктурой ферритной матрицы, армированной нано- и микросферами цементита, а также результаты анализа особенностей ее трибодеструкции в условиях трения скольжения с позиций выявления факторов, ответственных за адаптивное поведение материала при нагружении трением.

Материалы, эксперименты и методы исследования

Как уже отмечалось, мелкозернистая структура, упрочненная твердыми микро- и нанофазами, была получена в низколегированной стали 09Г2С равноканальным угловым прессованием заготовок. Химический состав стали: Fe–1,34 Mn–0,64 Si–0,14 Cr–0,09 Ni–0,09 C, мас. %. Режимы обработки: РКУП при 20 °С с числом циклов 2 (режим 1); РКУП при 20 °С с числом циклов 2 и последующий отжиг в течение 1 ч при 350 °С (режим 2); РКУП при 20 °С с числом циклов 2 и последующий отжиг в течение 1 ч при 450 °С (режим 3).

Фундаментально-прикладные исследования материалов с наноструктурой подразумевают получение более полных сведений как о свойствах, так и о механизмах их формирования. Соответственно, понимание трибологических аспектов поведения сталей в ультрамелкозернистых состояниях требует не только количественной оценки износостойкости, но и выявле-

ния особенностей сопротивления такого материала разрушению в условиях трения; это позволит рекомендовать оптимальные режимы обработки для получения стабильных износостойких структур. В связи с этим основные этапы исследования полученных образцов стали 09Г2С с различным уровнем дисперсности структуры включили, помимо определения уровня износостойкости, анализ механизмов возникновения повреждений и микростроения фрикционных поверхностей на различных стадиях трибоиспытаний, а также эволюции их шероховатости.*

Исследования микроструктуры выполнены с помощью металлографических микроскопов «Neophot-32», «Axio Observer D1m» и растрового электронного микроскопа JSM-6480 LV «JEOL». Прибор JSM-6480LV использован также для изучения микростроения поверхностей трения.

Для определения механических свойств в соответствии с ГОСТ 1497-84 и 11150-84 растяжение пропорциональных плоских образцов типа I проводилось на испытательной машине UTS TestSysteme GmbH» (Lammerweg 29.D-89079 Ulm) модели UTS 20 K с механическим приводом при скорости деформирования 1 мм/мин и величине предельной нагрузки 1 т. Механические характеристики определяли в соответствии с ГОСТ 1497-84 и 11150-84.

Испытания на износ в условиях трения скольжения выполнены на серийной машине трения СМЦ-2 по схеме «диск–палец», граничная смазка – машинное масло. Контртело – диск с газотермическим покрытием из порошка ПР-Н70Х17С4Р4 с добавлением 0,2 % CoAl_2O_4 (средняя микротвердость материала диска 9220 МПа). Частота вращения вала 5 об./с. В этих условиях нормальное давление значительно ниже предела текучести, а тепловой режим на поверхности, зависящий от мощности трения, не приводит к заметному изменению прочностных свойств материала.

Износ определяли весовым методом. Профилограммы фрикционных поверхностей получали с помощью профилометра SJ-201P по трем линиям на заранее промаркированных участках образцов. Замеры массового износа и профилометрирование проводили поэтапно через определенное число циклов трения (1500 в начале испытаний и 4500 в дальнейшем). Поверхности трения фотографировали через 4500, 18000 и 36000 циклов. Число циклов 5000 приблизительно соответствует завершению стадии обработки и началу установившегося трения.

*Более подробно структура и свойства стали 09Г2С после РКУП рассмотрены в работе [5].

Результаты и обсуждение

Влияние РКУП на структуру и свойства стали 09Г2С. Микроструктура стали в исходном состоянии (рис. 1, а) представляет собой ферритно-перлитную смесь со средним размером зерна ≈ 20 мкм. После РКУП (рис. 1, б) размер ферритных областей с субмикронной внутренней структурой ≈ 5 мкм. При последующем нагреве до 350–450 °С размер ферритных фаз уменьшается, продолжается измельчение карбидов (минимальный радиус карбидных частиц ≈ 30 нм). Наиболее эффективно процессы наноструктурирования развивались после обработки по режиму 2 (рис. 1, в). Этот режим обеспечил получение лучшей по дисперсности и однородности структуры, а также наибольший рост прочности и микротвердости стали: предел прочности составил 1400 МПа против 480 МПа для ее исходного состояния, микротвердость 2950 МПа против 1470 МПа. Пределы прочности после обработки по режимам 1 и 3 равны 1100 и 1195 МПа соответственно, значения микротвердости – 2430 МПа и 2790 МПа*.

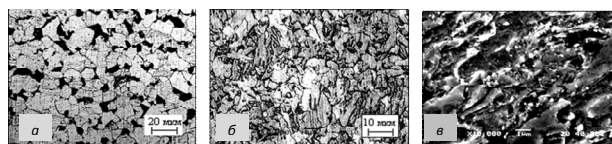


Рис. 1. Микроструктура стали 09Г2С в исходном крупнозернистом состоянии (а), в субмикронном состоянии после обработки по режиму 1 (б) и в наносубмикронном состоянии после обработки по режиму 2 (в)

Влияние РКУП на износостойкость образцов стали 09Г2С. Ведущая роль при износе материалов отводится структурным факторам, причем не только характеристикам первоначальной структуры материала, но и особенностям структурного состояния активного слоя, формирующегося в ходе изнашивания и в значительной степени определяющего трибологические свойства металла. Поскольку формирование активного слоя связано с протекающей при контактом нагружении пластической деформацией, износостойкость зависит от факторов, влияющих на сопротивление деформации – от твердости феррита, дисперсности и распределения частиц карбидной фазы. Структурам, организованным по типу «субмикрокристаллическая ферритная матрица, армированная дисперсными карбидами», свойственен высокий уровень невосприимчивости к локальным сдвиговым неустойчивостям [7]. Это объясняют сочетанием различных факторов упрочнения: за счет малого размера зерна, наличия структурных барьеров в виде субграниц и границ зерен, а также за счет упрочнения дисперсной карбидной фазой. Поэтому следует ожидать, что при воздействии определенной трибонагрузки износостойкость стали, обработанной по режимам 2 и 3, будет выше, чем

у крупнозернистого материала или находящегося в состоянии сразу после РКУП. К примеру, авторами работы [8] рост служебных характеристик стальных изделий был отмечен за счет наноструктурирования уже только приповерхностных слоев материала.

Результаты испытаний на трение образцов стали 09Г2С после трех видов диспергирующей обработки представлены на рис. 2. Как и следовало ожидать, появление наноразмерных элементов в исходной субмикроструктурной структуре значительно улучшило показатели износостойкости по массовому износу в 2,5–2,75 раза. Лучшую износостойкость продемонстрировала сталь, обработанная по режиму 2, обеспечившему, как было показано выше, наибольший рост прочности и микротвердости.

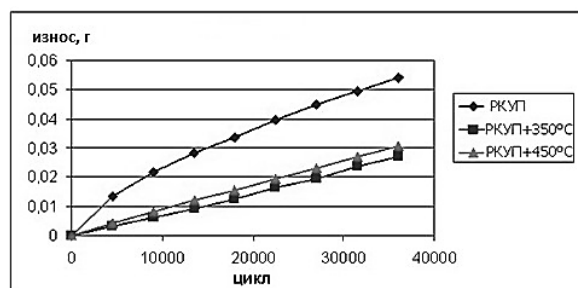


Рис. 2. Изменение значений массового износа при трении образцов стали 09Г2С в различных структурных состояниях

Микростроение фрикционных поверхностей образцов стали 09Г2С и изменение параметров шероховатости. Механизмы образования профиля фрикционного контакта изучены еще недостаточно полно ввиду сложности и многофакторности процесса, определяющегося действием как периодических факторов, так и многочисленных случайных возмущений. Исходная шероховатость состоит из совокупности различных по величине и геометрии микровыступов, вследствие чего наиболее интенсивные нагрузки, вызывающие деформацию, испытывают высокие микровыступы. Очевидно, что особенности процесса изменения величины микронеровностей зависят от особенностей структуры и физико-механических свойств сопрягаемых поверхностей.

Как отмечалось в методической части работы, для анализа эволюции шероховатости фрикционных поверхностей проводили профилометрирование образцов стали в различных структурных состояниях через определенное число циклов трения. На рис. 3 для примера приведено макроизображение участка поверхности трения с соответствующей профилограммой.

Для оценки шероховатости использованы известные формулы ее параметров [9]:

среднеарифметическое отклонение профиля

$$Ra = \frac{1}{N} \sum_{i=1}^N |Y_i|$$

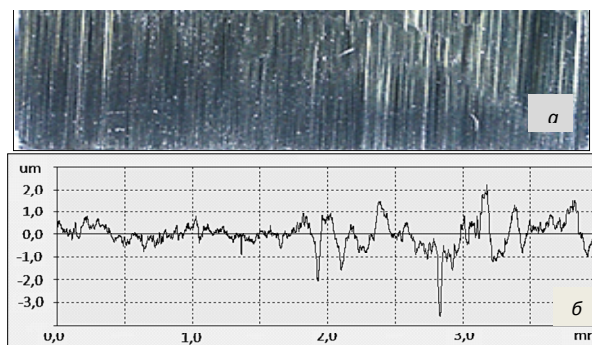


Рис. 3. Макроповерхность трения (а) образца стали 09Г2С, обработанной по режиму 3, и ее профилограмма (б). Число циклов трения 36000

высчитывается как среднеарифметическое абсолютных значений отклонения профиля (Y_i) от базовой линии; здесь N – число измерений;

среднеквадратичное отклонение профиля Rq в рамках базовой длины рассчитывают по формуле

$$Rq = \left(\frac{1}{N} \sum_{i=1}^N Y_i^2 \right)^{\frac{1}{2}};$$

высоту микронеровностей профиля Rz определяют как среднее от 5 наибольших максимумов профиля и среднее 5 наименьших минимумов профиля относительно средней линии.

Также были построены автокорреляционные функции шероховатости с шагом $l = 0, 10, 20, \dots, 490$ мкм. Как известно, математической мерой автокорреляции двух случайных величин служит коэффициент линейной корреляции Пирсона

$$k = \frac{Cov(x, y)}{\sigma_x \sigma_y} = \frac{\sum_i (x_i - \bar{x})(y_i - \bar{y})}{\sqrt{\sum_i (x_i - \bar{x})^2} \sqrt{\sum_i (y_i - \bar{y})^2}},$$

где x – шероховатость; y – та же шероховатость, но с шагом l ; $Cov(x, y)$ – ковариация между переменными x, y ; σ_x, σ_y – стандартные отклонения для переменных x, y ; $\bar{x}, \bar{y}$ – средние арифметические переменных x, y .

Обобщенные графики изменения параметров шероховатости с ростом числа циклов трения (рис. 4) показывают, что профилограммы всех образцов отличаются друг от друга по уровню сглаженности на разных этапах испытаний. Это подтверждается особенностями микростроения типичных участков поверхностей износа образцов стали с различной структурой (рис. 5). Подробный анализ макро- и микроизображений подтверждает, что на фрикционных поверхностях нетермообработанной стали (т.е. после режима 1) формируется более грубый рельеф до-

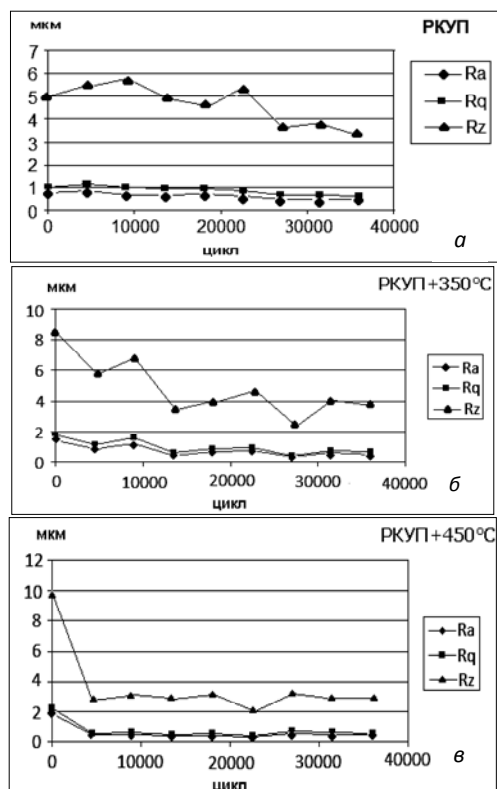


Рис. 4. Изменение параметров шероховатости образцов по пути трения в зависимости от вида обработки стали: а – режим 1; б – режим 2; в – режим 3



Рис. 5. Типичное микростроение поверхности износа образцов стали, испытанных при числе циклов трения 18000: а – сталь после РКУП; б – сталь после обработки РКУП+350 °С; в – сталь после обработки РКУП+450 °С; $\times 1000$

рожек трения с вырывами, наростами, отслоениями, наволакиваниями материала. Поверхность трения наиболее износостойкого материала в состоянии после РКУП+350 °С имеет менее выраженный рельеф с относительно ровными дорожками трения и более тонкими бороздками. Заметны процессы закатывания образовавшихся ранее борозд. Появление плосковершинных микронеровностей означает нарастание опорной поверхности между образцом и контртелом, что уменьшает контактные давления и деформации и объясняет лучшую износостойкость стали, структурированной по режиму 2. Следует также отметить колебательный характер изменения величин Ra , Rq , Rz по всему пути трения для данного состояния стали (рис. 4, б). Для образцов двух других структурных состояний графики изменения этих параметров выглядят более

монотонными. Отличительная особенность процесса износа материала, обработанного по режиму 3 – интенсивное упрочнение активного слоя на стадии приработки. Выявленная цикличность и значительный уровень перепадов высотных характеристик при трибонагружении материала с наиболее дисперсной структурой свидетельствуют о том, что в этом случае самоорганизация структуры и, соответственно, развитие трибодеструкции отличаются от аналогичных процессов для материала с менее диспергированной структурой.

Исследование автокорреляционных функций шероховатости (АКФ) фрикционных поверхностей образцов стали 09Г2С. Для анализа особенностей развития трибодеструкции в наноструктурированной стали были рассчитаны АКФ профилограмм на различных этапах износа образцов. Анализ АКФ дает возможность судить не только о различии уровней изнашивания, но также о взаимодействии микроучастков, разделенных различными интервалами (шагами). Меньший размер радиуса r АКФ указывает на меньшее влияние истираемых микрообластей друг на друга и, соответственно, на слабое взаимодействие их полей деформаций. При большем радиусе АКФ процессы истирания происходят с определенным уровнем взаимосвязанности.

Анализ изменения корреляционных зависимостей по пути трения показал, что у образцов после РКУП области взаимного влияния процессов, сопровождающих изнашивание, локализованы в пределах ≈ 100 мкм. У стали после обработки по режиму 2 взаимосвязанность и масштаб взаимосвязанных участков активного слоя значительно выше: $\approx 250 \dots 300$ мкм. Это означает, что трибонагрузка воспринимается сравнительно крупными зонами активного слоя поверхности трения. Для стали после обработки по режиму 3, которая, как отмечалось выше, интенсивно упрочняется на начальном этапе испытаний, наблюдается изменение радиуса АКФ по пути трения. Первоначально r имеет высокое значение, равное ≈ 250 мкм, но по мере приработки и выхода на стационарную шероховатость снижается до 100 мкм.

Полученные результаты указывают на то, что при протекании процессов деформирования и повреждения поверхностных слоев образцов в них происходит самоорганизация структуры, обеспечивающая более или менее эффективную диссипацию энергии. Определяющим фактором для изнашивания является формирование неких мезоскопических объемов, от масштаба которых зависит сопротивление действию трибонагрузок. Структура материала после обработки

по режиму РКУП + 350 °С обладает стабильностью при использованных условиях испытаний, в материале после режима РКУП + 450 °С идет образование устойчивых вторичных структур по механизму структурной приспособляемости, а структура субмикронного материала (РКУП без отжига) более ограничена в возможности адаптации к условиям истирания.

Различие кинетики процессов изнашивания исследуемых образцов подтверждается графиками изменения радиуса АКФ по пути трения (рис. 6). Видно, что трибонагрузку в наиболее диспергированном материале после РКУП + 350 °С воспринимают весьма объемные структурные мезообразования.

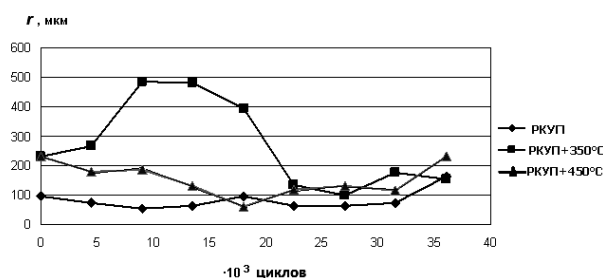


Рис. 6. Изменение радиуса АКФ шероховатости поверхностей трения в процессе износа образцов стали 09Г2С в различных структурных состояниях

Интересным представляется тот факт, что, несмотря на все начальные различия в характере и механизмах изнашивания, начиная с числа циклов 22500, все три материала имеют близкие радиусы АКФ. Это может означать, что существует определенный масштаб структурной организации, отвечающий стадии устойчивого изнашивания исследованных материалов в данных условиях трибонагружения. Следует полагать, что в основе природы высокой прочности и износостойкости наноструктурированной стали лежит способность объемного восприятия нагрузки (не микрообъемами, а мезо- и даже макрообъемами). Сильноразориентированные субзеренные и межкристаллитные границы в сочетании с карбидной нанофазой обеспечивают распределение действующих нагрузок по всему объему образца и стабилизируют структуру относительно деформационных изменений, что отодвигает стадию наступления критических уровней деформации при трении.

Выводы

1. Показано, что наноструктурирование крупнозернистой ферритно-перлитной стали 09Г2С и создание в ней гетерогенной структуры системы «субмикронная ферритная матрица, армированная нано- и микроразмерной карбидной фазой» позволяет более чем в 2,5 раза повысить

износостойкость. Наилучшее сопротивление стали износу обеспечило структурирование по режиму холодного (при 20 °С) РКУП с последующим отжигом при 350 °С.

2. Выявлены следующие особенности кинетики изнашивания, указывающие на существенные различия в природе формирования трибологической прочности стали в зависимости от уровня дисперсности структурных элементов:

сталь с наименьшей износостойкостью и субмикроструктурной структурой (в состоянии сразу после РКУП) на стадии приработки имеет наиболее интенсивное изнашивание; на стадии установившегося трения изнашивание носит более монотонный характер;

сталь с наибольшей износостойкостью, субмикронной матрицей и сравнительно равномерно распределенными нано- и микросферами карбидной фазы (в состоянии после РКУП и отжига при 350 °С) на стадии приработки имеет наименьшую интенсивность изнашивания и наиболее быстро переходит от стадии приработки к установившемуся трению;

сталь с промежуточным значением износостойкости, субмикронной матрицей и менее однородно распределенными микро- и нанокарбидами (в состоянии после РКУП и отжига при 450 °С) на стадии приработки претерпевает упрочнение, что улучшает ее сопротивление износу; в результате при установившемся трении интенсивность изнашивания стали снижается, а развитие процессов износа имеет стабильный характер.

3. Принципиально значимым фактором для повышения износостойкости стали наноструктурированием является упрочнение субмикронной матрицы равномерно распределенными нано- и микросферами карбидной фазы. Положительное влияние такой структуры обусловлено ее способностью к самоорганизации в виде динамических мезообъемных образований, обеспечивающих взаимосвязанное протекание трибологических изменений в соседних участках активного слоя поверхности трения, что улучшает сопротивление материала развитию износа. Увеличение масштаба мезообъемов со взаимосвязанным развитием процессов изнашивания способствует росту износостойкости.

Литература

1. Сегал В.М., Резников В.И., Дробышевский А.И. и др. Пластическая обработка металлов простым сдвигом // Известия АН СССР. Металлы. — 1981. — № 1. — С. 115–123.
2. Валиев Р.З., Александров И.В. Объемные наноструктурные металлические материалы: получение, структура и свойства. — М.: ИКЦ «Академкнига», 2007. — 398 с.

3. Яковлева С.П., Махарова С.Н. Формирование наноразмерных элементов структуры при низкотемпературной рекристаллизации ферритно-перлитной стали после интенсивной холодной деформации // Пленарные доклады IV Евразийского симпозиума по проблемам прочности материалов и машин для регионов холодного климата. – Якутск: Изд-во ЯНЦ СО РАН, 2008. – 304 с.

4. Яковлева С.П., Махарова С.Н., Мордовской П.Г., Борисова М.З. Влияние режимов объемного наноструктурирования мегапластической деформацией на свойства конструкционной стали // Перспективные материалы. – 2011. – №13. – С. 961–967.

5. Яковлева С.П., Махарова С.Н. Роль наноструктурирования в повышении механических

свойств низколегированных сталей // Наука и образование. – 2014. – № 1. – С. 28–34.

6. Марукович Е.И., Карпенко М.И. Износостойкие сплавы. – М.: Машиностроение, 2005. – 428 с.

7. Hirth I.P., Rigney D.A. The application of dislocation concepts in friction and wear. Dislocation in Solids /Edited by F.R.N. Nabarro. – 1983. – V. 6, ch. 25. – P. 3–54.

8. Макаров А. В., Коришунов Л. Г., Выходец В. Б. и др. Влияние упрочняющей фрикционной обработки на химический состав, структуру и трибологические свойства высокоуглеродистой стали // Физика металлов и материаловедение. – 2010. – № 5. – Т.110. – С.1–15.

9. Крагельский И.В., Добычин М.Н., Комбатов В.С. Основы расчетов на трение и износ. – М.: Машиностроение, 1977. – 526 с.

Поступила в редакцию 07.08.2015

УДК 621.791

Импульсно-дуговая наплавка для восстановления изношенных деталей

Н.И. Голиков*, Ю.Н. Сараев**, О.И. Слепцов*, К.В. Степанова*, С.В. Семенов*

*Институт физико-технических проблем Севера СО РАН, г. Якутск

**Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, г. Томск

Проведены сравнительные экспериментальные исследования химического состава, механических свойств и микроструктуры наплавленных слоев сварочного электрода марки УОНИ-13/55, полученных электродуговой наплавкой на постоянном и модулированном токах. Показано, что наплавленные слои металла, полученные импульсно-дуговой наплавкой, имеют повышенное содержание марганца и значений ударной вязкости, а также более мелкозернистую структуру по сравнению с ручной дуговой наплавкой на постоянном токе. Установлено, что микротвердость наплавленного слоя, выполненного импульсно-дуговой наплавкой, имеет более сглаженный вид по сравнению с наплавкой на постоянном токе. Для повышения прочности и надежности при восстановлении геометрических размеров изношенных деталей горнодобывающей техники может быть использована технология импульсно-дуговой наплавки.

Ключевые слова: импульсно-дуговая наплавка, наплавленный слой, химический состав, ударная вязкость, микроструктура, феррит, перлит, микротвердость.

The results of comparative pilot studies of chemical composition, mechanical characteristics and a microstructure of weld overlays on the welding electrode UONI-13/55 received by electric arc overlaying on the direct and modulated currents are presented. It is shown that the overlayed metal layers received by pulsed arc welding have the raised content of manganese and of resilience, and also more fine grained structure in comparison with the layers produces by manual arc fusing on a direct current. It is established that the microhardness of the weld overlay performed by pulse arc fusing has more rounded appearance, in comparison with fusing on a direct current. It is concluded that for the increase of durability and reliability at recovery of geometrical sizes of worn-out details of mining technique the technology of pulse arc overlaying can be used.

Key words: pulsed arc welding, build-up layer, chemical composition, resilience, microstructure, ferrite, pearlite, microhardness.

*ГОЛИКОВ Николай Иннокентьевич – к.т.н., в.н.с., n.i.golikov@mail.ru; **САРАЕВ Юрий Николаевич – д.т.н., доцент, в.н.с. litsin@ispms.tsc.ru; *СЛЕПЦОВ Олег Ивкентьевич – д.т.н., проф., o.i.sleptsov@iptpn.ysn.ru; *СТЕПАНОВА Ксения Валерьевна – н.с., kseniastepanova@rambler.ru; *СЕМЁНОВ Сергей Владимирович – инженер 1-й категории sl789@mail.ru.