

ФОРМИРОВАНИЕ НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО МАРТЕНСИТА НА РАБОЧЕЙ ПОВЕРХНОСТИ ИНСТРУМЕНТАЛЬНОЙ СТАЛИ ПРИ АБРАЗИВНОМ ИЗНАШИВАНИИ

© 2018

С.М. Никифорова, аспирант кафедры металловедения*М.А. Филиппов*, доктор технических наук, профессор, профессор кафедры металловедения*Н.Н. Озерец*, кандидат технических наук, доцент, доцент кафедры металловедения*Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н. Ельцина, Екатеринбург (Россия)*

Ключевые слова: абразивная износостойкость; метастабильный аустенит; мартенсит деформации; карбиды; структура; закалка; инструментальная сталь.

Аннотация: Наиболее распространенным видом механического изнашивания, которому подвержены машины и агрегаты горнодобывающей, строительно-дорожной промышленности и транспорта, является абразивное изнашивание. Разработка новых износостойких материалов и режимов термической обработки для борьбы с этим видом изнашивания остается одной из важнейших проблем материаловедения. Износостойкие материалы в различных условиях механического изнашивания должны обладать структурой с метастабильным аустенитом, превращающимся в дисперсный мартенсит в процессе эксплуатации.

В работе изучается влияние структурных изменений на рабочей поверхности на износостойкость стали X12MЛ в процессе изготовления, термической обработки и абразивного изнашивания деталей.

Установлено, что при закалке от температур 850–1000 °С в структуре высокохромистой стали X12MЛ образуется мартенсит, что обеспечивает высокую твердость, однако при этом в условиях абразивного изнашивания не достигается максимальная износостойкость. Повышение температуры нагрева под закалку до 1170 °С приводит к снижению исходной твердости, что связано с растворением карбидов и увеличением количества остаточного аустенита, однако это сопровождается значительным ростом износостойкости при абразивном изнашивании. Остаточный аустенит, полученный в результате высокотемпературной закалки (от 1170 °С), является метастабильным и в процессе изнашивания превращается в мартенсит деформации, это придает стали максимальную износостойкость благодаря высокой способности к фрикционному упрочнению рабочей поверхности. Мартенсит, образующийся на рабочей поверхности стали типа X12MЛ в процессе абразивного изнашивания, имеет нанокристаллическое строение и периодическое распределение.

ВВЕДЕНИЕ

Наиболее распространенным видом механического изнашивания, которому подвержены машины и агрегаты горнодобывающей, строительно-дорожной промышленности и транспорта, является абразивное изнашивание и его разновидности – газо- и гидроабразивное изнашивание. Разработка новых износостойких материалов и режимов термической обработки для борьбы с этим видом изнашивания остается одной из важнейших проблем материаловедения [1].

Износостойкие материалы в различных условиях механического изнашивания должны обладать структурой, в максимальной степени отвечающей принципам синергетического подхода к неравновесным системам (микроструктурная структура с метастабильным аустенитом, превращающимся в дисперсный мартенсит в процессе эксплуатации) [2; 3].

Высокоуглеродистые хромистые сплавы мартенситно-карбидного класса со структурой, состоящей из мартенсита, остаточного аустенита и специальных карбидов, являются эффективными материалами в условиях абразивного изнашивания, в частности для деталей нефтегазового бурового оборудования, рабочих втулок грязевых насосов, а также матриц прессов для изготовления огнеупоров и др. [4; 5]. Стойкость таких деталей, эксплуатируемых в условиях интенсивного абразивного или гидроабразивного изнашивания, лимитирует межремонтный срок работы оборудования вследствие недопустимого изменения размеров рабочих поверхностей. Успешные разработки высокоазотистых сталей [6–8] пока не нашли широкого применения в буровой технике.

В разных вариантах конструкций для изготовления втулок используются различные материалы, но, как правило, срок их службы не превышает 200–300 часов, после чего происходит недопустимое изменение размеров в паре трения «втулка – поршень». Поэтому выбор технологичного материала для изготовления втулок с высокой эксплуатационной стойкостью остается актуальной проблемой при производстве конкурентоспособных буровых насосов.

Опробование вариантов различных классов материалов цилиндрических втулок и технологий их изготовления показало, что углеродистая сталь 60 с закалкой ТВЧ, износостойкие хромистые чугуны типа ЧХ20М не обладают достаточной стойкостью или неприемлемы вследствие хрупкости [9; 10]. Использование химико-термической обработки (цементации и ионного азотирования) и покрытий оказалось неэффективным по технологическим или экономическим соображениям.

В связи с этим целесообразно использование резервов повышения абразивной износостойкости втулок насосов, изготовленных из инструментальных хромистых сталей ледебуритного класса типа X12MЛ, – имеется в виду формирование структуры металлической основы этих сталей с метастабильным аустенитом, легированным большим количеством углерода и хрома, с целью достижения максимального сопротивления абразивному изнашиванию.

Известно, что образование большого количества остаточного аустенита после высокотемпературной закалки стали X12M позволяет заметно повысить абразивную износостойкость вследствие превращения метаста-

бильного аустенита в мартенсит на рабочей поверхности [11; 12].

Цель работы – изучение взаимосвязи формирующейся структуры стали Х12МЛ в процессе изготовления и термической обработки деталей и структурных изменений на рабочей поверхности в процессе абразивного изнашивания с их износостойкостью.

МЕТОДИКА ПРОВЕДЕНИЯ ИССЛЕДОВАНИЙ

В качестве объекта исследования выбраны образцы $10 \times 10 \times 25$ мм, изготовленные из центробежнолитых заготовок штамповой стали Х12МФЛ, прошедших отжиг по стандартной технологии. Образцы подвергали закалке в масле от температур 900–1170 °С с выдержкой 20 минут.

Оценка износостойкости образцов производилась с помощью методики изнашивания по закрепленному абразиву, реализованной на специальной установке [13–15]. Образцы с площадью рабочей части 10×10 мм совершали возвратно-поступательное движение по шлифовальной бумаге 14А32МН481 (ГОСТ 6456-82) на корундовой основе. Нагрузка на образец составляла 10 кг.

Металлографический анализ структуры до и после испытаний на абразивное изнашивание проводили с помощью оптического микроскопа Olimpus JX51. Изучение тонкой структуры стали проводили методом просвечивающей электронной микроскопии тонких фольг на микроскопе ЭМВ-100Л. Рентгеноструктурный фазовый анализ образцов исследуемой стали проводили на дифрактометре XRD-7000 с помощью программного комплекса Shimadzu.

РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЙ

Сталь Х12МЛ в исходном состоянии (после стандартной термообработки: нормализации и отпуска), литая сталь Х12МЛ имеет ячеисто-дендритную структуру, в которую входит около 25 % превращенной аустенитно-карбидной эвтектики скелетообразной формы, образовавшейся по границам первичных кристаллов аустенита, продуктов диффузионного распада аустенита и вторичных карбидов внутри ячеек [16].

Варианты формирующейся структуры стали Х12МЛ реализованы в работе посредством изменения температуры нагрева под закалку в масле в широком диапазоне температур – от 900 до 1170 °С. Температура нагрева под закалку оказывает качественное влияние на соотношение фазовых составляющих металлической осно-

вы стали (рис. 1). При повышении температуры закалки в стали Х12МЛ структурные изменения в основном происходят внутри ячеек – прогрессирующее растворение вторичных карбидов и значительное увеличение количества остаточного аустенита, что подтверждается данными рентгенофазового анализа (рис. 1 а). Размер ячеек, окруженных эвтектикой, остается в результате закалки от максимальной температуры неизменным – примерно 20–30 мкм (рис. 2). При этом химический состав твердого раствора металлической основы примерно соответствует стали переходного класса 60Х11МЛ, а концентрация хрома в превращенной карбидной эвтектике – карбидам M_7C_3 (таблица 1).

Значения абразивной износостойкости имеют аномальную возрастающую зависимость от температуры закалки: износостойкость увеличивается от 1,7 до 4,1 после закалки от 900 и 1170 °С соответственно. Это объясняется увеличением количества углеродистого метастабильного остаточного аустенита и содержания углерода в нем. Остаточный аустенит, получаемый в результате высокотемпературной закалки, метастабилен и превращается в высокоуглеродистый мартенсит деформации в процессе изнашивания (см. рис. 1 б), что придает стали максимальную износостойкость. Таким образом, начиная от температуры закалки 1100 °С, фактор превращения углеродистого метастабильного аустенита в мартенсит в процессе трения абразивных частиц с созданием высокого упрочнения поверхности играет большую роль в формировании износостойкой структуры, чем растворение части вторичных карбидов в аустенитно-мартенситной матрице. Деформация стали Х12МЛ снижает количество аустенита с 60 до 30 %. Микротвердость рабочей поверхности стали Х12МЛ после изнашивания достигает 11–12 ГПа. Чем выше микротвердость структуры, образующейся на поверхности, тем меньше металла участвует в создании рабочего слоя, тем с меньшего объема происходит отделение частиц износа, тем выше износостойкость.

С целью исследования структуры после абразивного изнашивания было проведено электронно-микроскопическое исследование. Электронно-микроскопическое исследование тонких фольг, полученных посредством односторонней электрополировки из поверхностного рабочего слоя образцов стали Х12МЛ после закалки от 1170 °С показало наличие осчаточного аустенита, кристаллов мартенсита и карбидов типа Cr_7C_3 . На рис. 3 представлена кольцевая электронограмма рабочей

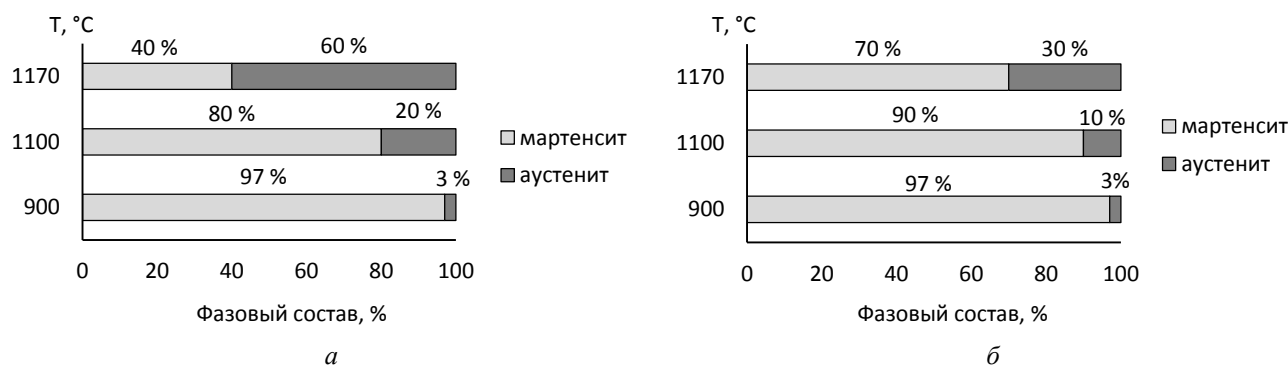


Рис. 1. Фазовый состав металлической основы стали Х12МЛ после закалки от разных температур до абразивного изнашивания (а) и после (б)

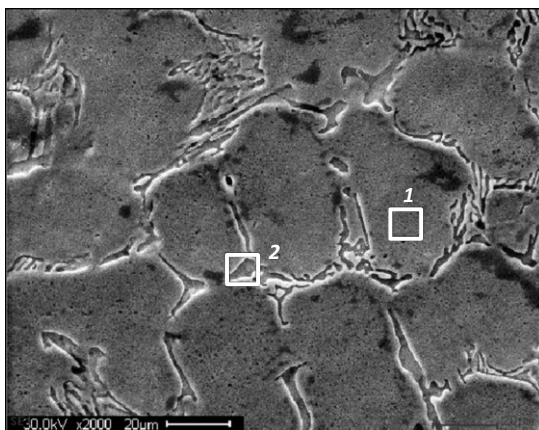


Рис. 2. Микроанализ стали X12M1 после закалки от температуры 1170 °С: участок 1 – твердый раствор; участок 2 – эвтектические карбиды

Таблица 1. Микроанализ стали X12M1 после закалки от температуры 1170 °С

Участок 1 (см. рис. 2)			Участок 2 (см. рис. 2)		
Element	Wt, %	At, %	Element	Wt, %	At, %
Mo	01,17	00,68	Mo	02,30	01,31
V	00,43	00,47	V	01,28	01,37
Cr	10,03	10,73	Cr	41,49	43,59
Mn	00,59	00,60	Mn	00,18	00,18
Fe	87,79	87,52	Fe	54,93	53,73

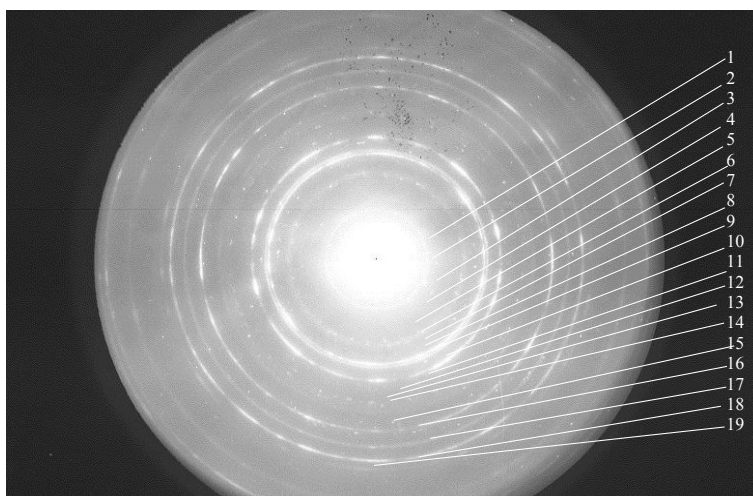


Рис. 3. Кольцевая электронограмма рабочей поверхности образца стали X12M1 после закалки 1170 °С

поверхности образца стали X12M1 после высокотемпературной закалки и испытания на абразивное изнашивание, полученная в режиме электронографа с участка фольги \varnothing 0,5 мм. Расшифровка электронограммы дает наглядное представление о структуре стали (таблица 2). Из рис. 3 и таблицы 2 видно, что присутствуют линии сильной интенсивности α -фазы с индексами (011), (002), (112), (022) и γ -фазы с индексами (111), (002), (022), (113), (222) и большое количество линий разной интенсивности карбидов Cr_7C_3 [17].

Дисперсные кристаллы мартенсита деформации с протяженностью длинной оси, по-видимому, соответствующей

ширине микроцарапин, оставленных после прохода абразивных частиц, образуются параллельными периодическими рядами (рис. 4, рис. 5). Размер кристаллов мартенсита деформации в продольном и поперечном направлениях, образующихся под углами, определенными кристаллографическими соотношениями решетки аустенита по отношению к направлению движения частиц (показаны стрелкой на рис. 4 б), относится к ультрадисперсным и наноразмерным величинам и составляет в локальных участках поверхности преимущественно 50–70 нм [18; 19].

По-видимому, подобный периодический характер расположения кристаллов мартенсита деформации в виде

Таблица 2. Расшифровка электронограммы стали X12MЛ, приведенной на рис. 3

№ кольца	Интенсивность	γ , HKL	α , HKL	Cr_7C_3 , HKL
1	Средняя линия			111
2	Точечная			201
3	Точечная			220
4	Точечная			400
5	Точечная			410
6	Точечная + размытая линия			401
7	Точечная			411
8	Очень сильная линия	111		331
9	Очень сильная линия		011	212
10	Очень сильная линия	002		521
11	Точечная			412
12	Точечная			710
13	Точечная			540
14	Линия размытая слабая		002	213
15	Точечная			900
16	Очень сильная линия	022		503
17	Очень сильная линия		112	10.0.1
18	Очень сильная линия	113		713
19	Средняя линия	222	022	940

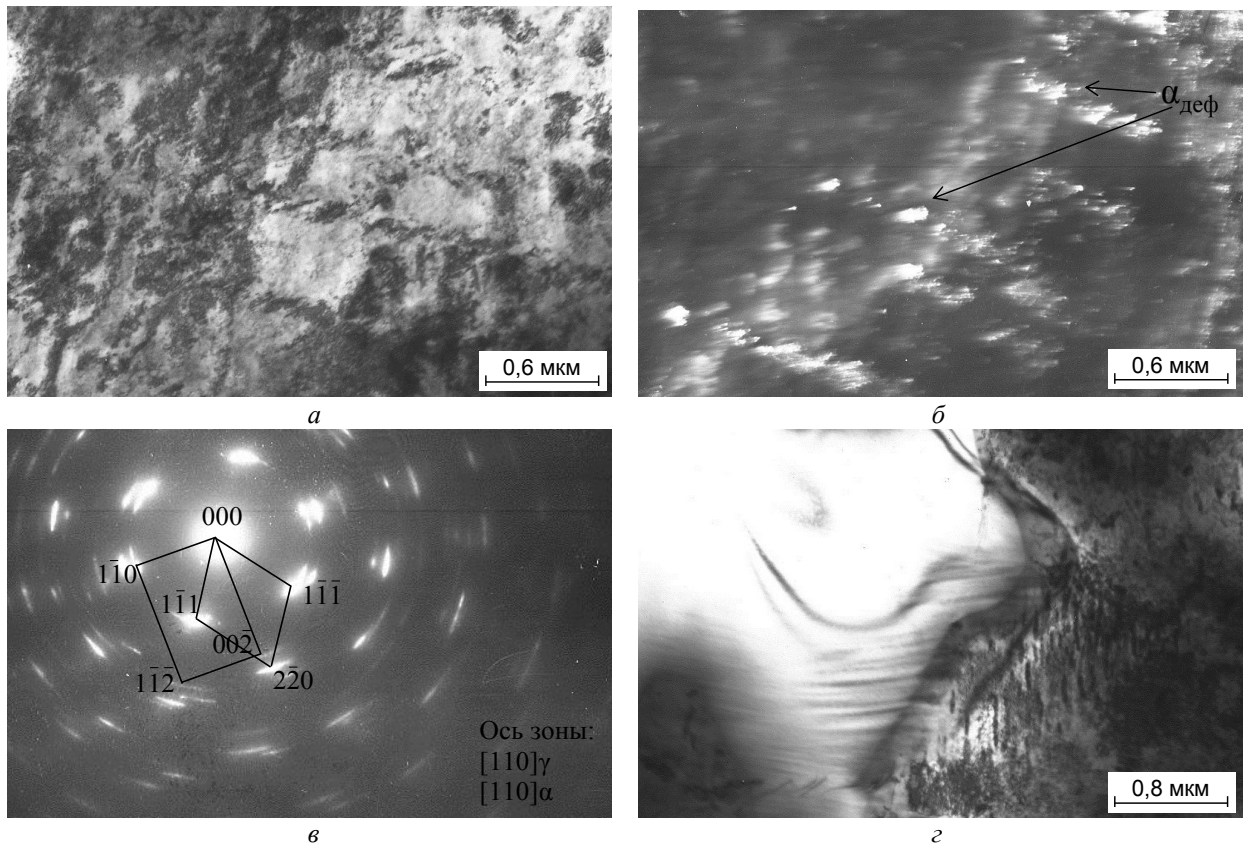


Рис. 4. Микроструктура поверхностного рабочего слоя стали X12MЛ после закалки от 1170 °С и испытания на абразивное изнашивание:

- а – светлопольное изображение;
- б – темнопольное изображение в рефлексе $(1\bar{1}0)$ α -фазы;
- в – микродифракция и схема расшифровки;
- г – темнопольное изображение в рефлексе $(0\bar{1}1)$ α -фазы;

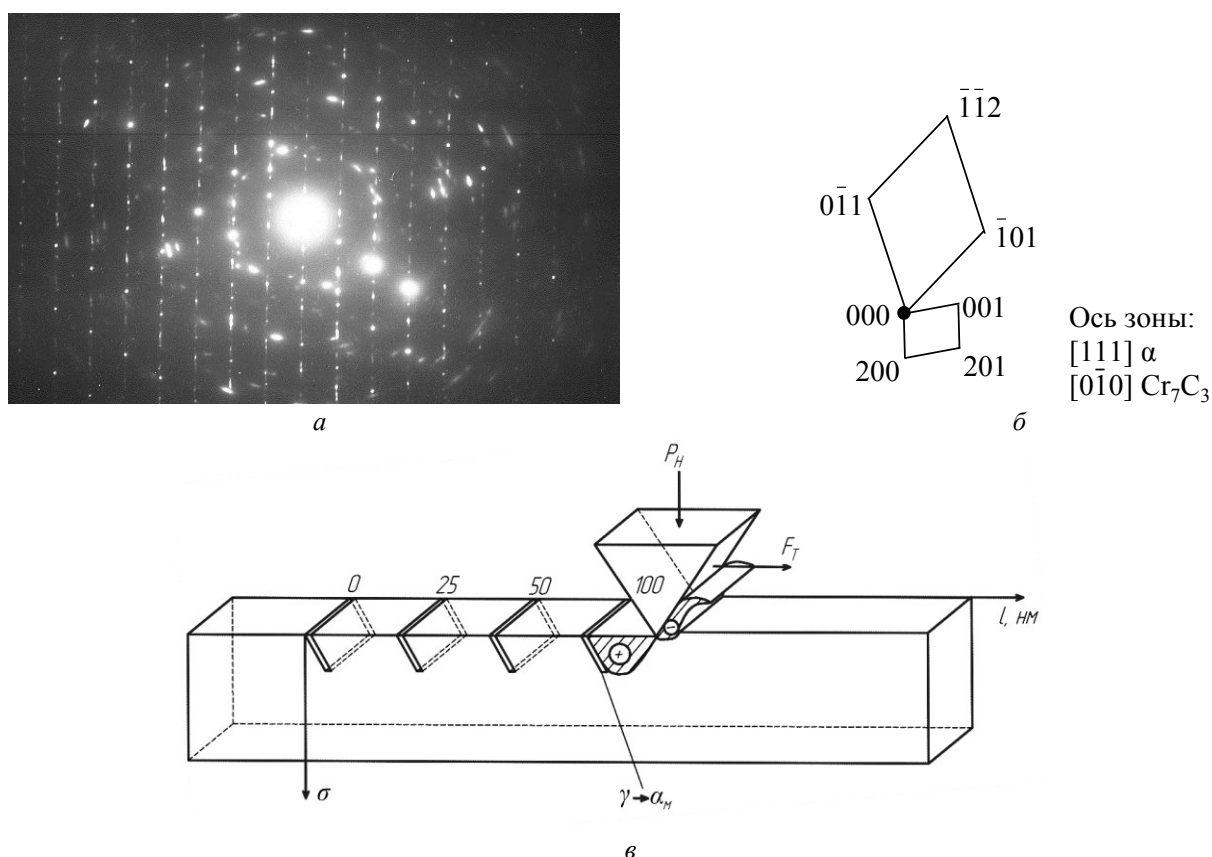


Рис. 5. Микроструктура поверхностного рабочего слоя стали X12МЛ после закалки от 1170 °С и испытания на абразивное изнашивание:
 а – микродифракция; б – схема расшифровки;
 в – схема взаимодействия движущейся конической частицы абразива по поверхности метастабильной аустенитной стали с образованием кристаллов мартенсита деформации

параллельных рядов обусловлен формированием чередующихся пиков сжимающих напряжений на фронте движущихся абразивных частиц и растягивающих напряжений после прохождения частицы в данном микрообъеме металла (рис. 5 в). Кристаллы мартенсита с большим удельным объемом по сравнению с аустенитом образуются в тех участках аустенита, где пиковые напряжения растяжения превышают критическую величину сдвига при мартенситном превращении. Образование кристаллов мартенсита деформации сопровождается микро-трип-эффектом [20]. Представленная на рис. 4, рис. 5 микроструктура получена от одного зерна аустенита при установившемся режиме трения, то расположение кристаллов мартенсита деформации правильными параллельными рядами в разных микроцарапинах на поверхности образцов можно объяснить действием однородного поля напряжений при одинаковой ориентации кристаллической решетки аустенита. Армирование рабочей поверхности дисперсными кристаллами мартенсита, стимулирующими микро-трип-эффект и релаксацию микронапряжений в момент сдвига, затрудняет внедрение абразивных частиц, повышая сопротивление изнашиванию.

Таким образом, процесс абразивного изнашивания формирует ультрадисперсную и нанокристаллическую мартенситно-аустенитную структуру рабочей поверхности с закономерным периодическим расположением кристаллов высокоуглеродистого мартенсита деформации

и высоким уровнем фрикционного упрочнения. Важную роль в формирующейся после высокотемпературной закалки износостойкой структуре играет содержание углерода и хрома в аустените и образующем из него мартенсите деформации при изнашивании.

ОСНОВНЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ И ВЫВОДЫ

1. Показана определяющая роль структуры металлической основы в обеспечении наибольшей абразивной износостойкости стали ледебуритного класса X12МЛ. Структура металлической основы стали с максимальной высокой способностью к фрикционному упрочнению и, как следствие, наилучшим сопротивлением абразивному изнашиванию состоит из метастабильного углеродисто-хромистого аустенита в количестве 25–60 %, мартенсита охлаждения с содержанием углерода 0,55–0,65 % и карбидов M_7C_3 в стали X12МЛ.

2. Структура с максимальным сопротивлением абразивному изнашиванию стали типа X12МЛ формируется в результате закалки от температур 1100–1170 °С в масле.

3. Впервые установлено, что мартенсит, образующийся на рабочей поверхности стали типа X12МЛ в процессе абразивного изнашивания, имеет нанокристаллическое строение и периодическое распределение.

Статья подготовлена по материалам докладов участников VIII Международной школы «Физическое материаловедение» с элементами научной школы для молодежи, Тольятти, 3–12 сентября 2017 г.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

- Коршунов Л.Г. Износостойкость и структурные превращения нестабильных аустенитных сталей при трении // Контактная прочность метастабильных металлических сплавов: межвузовский сборник трудов. Свердловск: УПИ, 1972. № 210. С. 72–86.
- Жилин А.С., Филиппов М.А. Виды и механизмы изнашивания материалов. Екатеринбург: Уральский ун-т, 2015. 59 с.
- Иванова В.С. Синергетический анализ синтеза структур наносистем // Сложные системы. 2013. № 4. С. 4–32.
- Макаров А.В. Повышение износостойкости сплавов железа за счет создания метастабильных и нанокристаллических структур : дис. ... д-ра техн. наук. Челябинск, 2009. 424 с.
- Счастливец В.М., Калетина Ю.В., Фокина Е.А. Остаточный аустенит в легированных сталях. Екатеринбург: УрО РАН, 2014. 236 с.
- Глебов В.В., Блинов В.М., Репин Ф.Ф. Механизмы структурного упрочнения азотсодержащей аустенитной стали типа 05X22AG14N7M // Вестник Волжской государственной академии водного транспорта. 2017. № 52. С. 79–87.
- Скорынина П.А., Макаров А.В., Юровских А.С., Осинцева А.Л. Влияние температуры наноструктурирующей фрикционной обработки на структурно-фазовое состояние, упрочнение и качество поверхности аустенитной хромоникелевой стали // Вектор науки Тольяттинского государственного университета. 2017. № 3. С. 103–109.
- Макаров А.В., Егорова Л.Ю., Табагчикова Т.И., Счастливец В.М., Яковлева И.Л., Осинцева А.Л. Влияние легирования хромом на структуру и абразивную износостойкость высокоуглеродистых сталей, подвергнутых изотермическому распаду аустенита // Деформация и разрушение материалов. 2013. № 11. С. 31–38.
- Макаров А.В., Горкунов Э.С., Коган Л.Х., Малыгина И.Ю., Осинцева А.Л. Вихретоковый контроль структурного состояния, твердости и абразивной износостойкости высокопрочного чугуна, подвергнутого лазерной закалке и последующему отпуску // Diagnostics, Resource and Mechanics of Materials and Structures. 2015. № 6. С. 90–103.
- Филиппов М.А., Лхагвадорж П., Плотников Г.Н. Структурные факторы повышения износостойкости белого хромистого чугуна // Материаловедение и термическая обработка металлов. 2000. № 11. С. 10–13.
- Геллер Ю.А. Инструментальные стали. 5-е изд. М.: Металлургия, 1983. 527 с.
- Филиппов М.А., Филиппенков А.А., Плотников Г.Н. Износостойкие стали для отливок. Екатеринбург: УГТУ-УПИ, 2009. 358 с.
- Попов С.М., Антонюк Д.А. Аналитическая модель расчета геометрических составляющих твердой фазы износостойчивого сплава в условиях контакта с закрепленным абразивом // Проблемы трибологии. 2013. № 2. С. 59–65.
- Герасимов С.А., Куксенова Л.И., Лаптева В.Г. Структура и износостойкость азотированных конструкционных сталей и сплавов. 2-е изд., испр. М.: МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2014. 518 с.
- Карабарин Д.А., Тарасов Г.Ф. Методика испытания сталей на абразивную износостойкость // Актуальные проблемы авиации и космонавтики. 2012. Т. 1. № 8. С. 20–22.
- Филиппов М.А., Гервасьев М.А., Плотников Г.Н., Жилин А.С., Никифорова С.М. Формирование структуры износостойких сталей 150XHMЛ и X12MФЛ при закалке // Металловедение и термическая обработка металлов. 2015. № 11. С. 5–9.
- Горелик С.С., Скаков Ю.А., Расторгуев Л.Н. Рентгенографический и электронно-оптический анализ. 3-е изд. М.: МИСИС, 1994. 328 с.
- Никифорова С.М., Хадыев М.С., Жилин А.С., Филиппов М.А., Рыжков М.А., Озерец Н.Н. Новые режимы обработки высокохромистых сталей с высокой износостойкостью для насосов буровых установок // Фундаментальные исследования. 2016. № 10-1. С. 73–77.
- Korshunov L.G., Makarov A.V., Chernenko N.L. Ultrafine Structures Formed upon Friction and their Effect on the Tribological Properties of Steels // The Physics of Metals and Metallography. 2000. Vol. 90. № 1. P. 48–58.
- Бернштейн М.Л. Структура деформированных металлов. М.: Металлургия, 1977. 490 с.

REFERENCES

- Korshunov L.G. Wear resistance and structural transformations of unstable austenitic steels during friction. *Kontaktная prochnost metastabilnykh metallicheskih spлавov: mezhvuzovskiy sbornik trudov*. Sverdlovsk, UPI Publ., 1972, no. 210, pp. 72–86.
- Zhilin A.S., Filippov M.A. *Vidy i mekhanizmy iznashivaniya materialov* [Types and mechanisms of material wear]. Ekaterinburg, Ural'skiy un-t Publ., 2015. 59 p.
- Ivanova V.S. Synergetic analysis of synthesis of structures of nanosystems. *Slozhnye sistemy*, 2013, no. 4, pp. 4–32.
- Makarov A.V. *Povyshenie iznosostoykosti spлавov zheleza za schet sozdaniya metastabilnykh i nanokristallicheskih struktur*. Diss. dokt. tekhn. nauk [The improvement of wear resistance of ferroalloys by means of creation of metastable and nanocrystalline structures]. Chelyabinsk, 2009. 424 p.
- Schastlivtsev V.M., Kaletina Yu.V., Fokina E.A. *Ostatochnyy austenit v legirovannykh stalyakh* [The residual austenite in the alloy steel]. Ekaterinburg, UrO RAN Publ., 2014. 236 p.
- Glebov V.V., Blinov V.M., Repin F.F. Mechanisms of structural hardening of nitrogen-containing austenitic steel of the type 05X22AG14N7M. *Vestnik Volzhskoy gosudarstvennoy akademii vodnogo transporta*, 2017, no. 52, pp. 79–87.
- Skorynina P.A., Makarov A.V., Yurovskikh A.S., Osintseva A.L. The influence of temperature of nanostructuring frictional treatment on the structural-phase state, hardening and surface quality of austenitic chromium-nickel steel. *Vektor nauki Tolyatinskogo gosudarstvennogo universiteta*, 2017, no. 3, pp. 103–109.

8. Makarov A.V., Egorova L.Yu., Tabatchikova T.I., Schastlivtsev V.M., Yakovleva I.L., Osintseva A.L. The influence of chromium alloying on the structure and abrasive wear resistance of high-carbon steels exposed to isothermal decomposition of austenite. *Deformatsiya i razrushenie materialov*, 2013, no. 11, pp. 31–38.
9. Makarov A.V., Gorkunov E.S., Kogan L.Kh., Malygina I.Yu., Osintseva A.L. Eddy-current testing of the structure, hardness and abrasive wear resistance of laser-hardened and subsequently tempered high-strength cast iron. *Diagnostics, Resource and Mechanics of Materials and Structures*, 2015, no. 6, pp. 90–103.
10. Filippov M.A., Lkhagvadorzh P., Plotnikov G.N. Structural factors of wearability improvement of chromium white cast iron. *Materialovedenie i termicheskaya obrabotka metallov*, 2000, no. 11, pp. 10–13.
11. Geller Yu.A. *Instrumentalnye stali* [Tool steels]. 5th izd. Moscow, Metallurgiya Publ., 1983. 527 p.
12. Filippov M.A., Filippenkov A.A., Plotnikov G.N. *Iznosostoykie stali dlya otlivok* [Wear-Resistant Steels for Castings]. Ekaterinburg, UGTU-UI Publ., 2009. 358 p.
13. Popov S.M., Antonyuk D.A. Analytical model of geometric components solid phase calculation of wear resistant alloys in contact conditions with fixed abrasives. *Problemi tribologii*, 2013, no. 2, pp. 59–65.
14. Gerasimov S.A., Kuksenova L.I., Lapteva V.G. *Struktura i iznosostoykost azotirovannykh konstruktsionnykh staley i splavov* [Structure and wear resistance of the nitrided steels and alloys]. Moscow, MGU im. N.E. Bauman Publ., 2014. 518 p.
15. Karabarin D.A., Tarasov G.F. The technique of testing steels for abrasive wear resistance. *Aktualnye problemy aviatsii i kosmonavtiki*, 2012, vol. 1, no. 8, pp. 20–22.
16. Filippov M.A., Gervasev M.A., Plotnikov G.N., Zhilin A.S., Nikiforova S.M. Formation of structure of wear-resistant steels 150KhNML and Kh12MFL upon quenching. *Metallovedenie i termicheskaya obrabotka metallov*, 2015, no. 11, pp. 5–9.
17. Gorelik S.S., Skakov Yu.A., Rastorguev L.N. *Rentgenograficheskiy i elektronno-opticheskiy analiz* [X-Ray Diffraction and Electron Optical Analysis]. 3rd izd. Moscow, MISIS Publ., 1994. 328 p.
18. Nikiforova S.M., Khadyev M.S., Zhilin A.S., Filippov M.A., Ryzhkov M.A., Ozerets N.N. New modes of heat treatment of high-chromium steels with high wear resistance for pumps. *Fundamentalnye issledovaniya*, 2016, no. 10-1, pp. 73–77.
19. Korshunov L.G., Makarov A.V., Chernenko N.L. Ultrafine Structures Formed upon Friction and their Effect on the Tribological Properties of Steels. *The Physics of Metals and Metallography*, 2000, vol. 90, no. 1, pp. 48–58.
20. Bernshteyn M.L. *Struktura deformirovannykh metallov* [Structure of deformed metals]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1977. 490 p.

THE FORMATION OF NANOCRYSTALLINE MARTENSITE ON A WORKING SURFACE OF TOOL STEEL IN THE CASE OF ABRASIVE WEAR

© 2018

S.M. Nikiforova, postgraduate student of Chair of Metallography

M.A. Filippov, Doctor of Sciences (Engineering), Professor, professor of Chair of Metallography

N.N. Ozerets, PhD (Engineering), Associate Professor, assistant professor of Chair of Metallography
Ural Federal University named after the first President of Russia B.N. Yeltsin, Yekaterinburg (Russia)

Keywords: abrasive wear resistance; metastable austenite; deformation martensite; carbides; structure; quenching; tool steel.

Abstract: The most common type of mechanical wear the machines and aggregates of mining, construction and road industries and transport are exposed to is the abrasive wear. The development of new wear-resistant materials and modes of thermal treatment against this type of wear is one of the most important issues of material science. Wear-resistant materials within various conditions of mechanical wear should have a structure with the metastable austenite developing into disperse austenite while in operation.

The paper studies the influence of structural changes on a working surface on the wear resistance of H12ML steel during the process of production, thermal treatment and abrasive wear of parts.

It is determined that when quenching from temperatures of 850–1000 °C, the martensite is formed in the structure of high-chromium H12ML steel that ensures high hardness, however, maximum wear resistance is not achieved within the abrasive wear conditions. The rise of heating temperature for the following quenching up to 1170 °C causes the decrease in the initial hardness that is associated with the carbides solution and the increase in the retained austenite quantity; however, it is accompanied by the significant increase of wear resistance during the abrasive wear. The retained austenite produced in the result of high-temperature quenching (from 1170 °C) is metastable and develops into deformation martensite during wear process; it results in the maximum wear resistance of steel due to the high capacity for frictional hardening of a working surface. Martensite formed on a working surface of H12ML steel during the abrasive wear process has the nanocrystalline structure and periodic distribution.