

**ЭВОЛЮЦИЯ ИЗНАШИВАНИЯ КОМПОЗИЦИОННОГО
ПОКРЫТИЯ НА ОСНОВЕ СТАЛИ М2**

С.Ф. Гнюсов, д.т.н., проф., Е.А. Федин^а, магистр, С.Ю. Тарасов, д.т.н., проф.

Томский политехнический университет

634050, г. Томск пр. Ленина 30, тел. (3822)-12-34-56

a E-mail: jakson1974@mail.ru

Аннотация: В работе проведено исследование эволюции изнашивания структурно-фазового состава приповерхностного объема покрытия на основе стали М2. Определены этапы установившегося износа и его резкого повышения в зависимости от приложенных нагрузок. Исходя из проведенного анализа, предложен способ обеспечения равномерного износа.

Abstract: In this work, the study of the evolution of wear of the structural-phase composition of the surface volume of the coating based on M2 steel is carried out. The stages of steady-state wear and its sharp increase are determined depending on the applied loads. Based on the analysis, a method is proposed to ensure uniform wear.

Ключевые слова: Электронно-лучевая наплавка, Термоциклирование, Композиционные покрытия, Сталь М2, Карбид Ванадия, Износостойкость

Keyword: Electron beam cladding, Thermal cycling, Composite coating, M2 steel, Vanadium carbide, Wear resistance

Введение

При продолжительном сроке эксплуатации механизмов происходит износ деталей, сопровождающийся снижением эксплуатационных показателей, которое в большинстве случаев приводит к их замене.

Так как изготовление детали полностью из износостойкого материала, в ряде случаев, нерационально, широкое применение в производстве нашли износостойкие покрытия, которые позволяют повысить эксплуатационные показатели, а также срок службы деталей.

Материалы покрытий, устойчивые к изнашиванию в одной среде, при других условиях работы могут быстро разрушаться. Соответственно, в конкретном случае пары трения, требуется проведение исследований в широком интервале нагрузок, скоростей и температур, для возможности рационального подбора износостойкого материала и способа его обработки [1, 2].

Значительный прогресс в технологии упрочнения рабочих поверхностей, достигнут методами наплавки концентрированными потоками энергии, в частности, с помощью вакуумной электронно-лучевой обработки [3-5].

Для композиционных покрытий, в том числе и на основе М2, наиболее благоприятной структурой матрицы считаются аустенитные и аустенитно-мартенситные. При этом их износостойкость также зависит и от состава упрочняющих частиц [6-9].

Целью данной работы является изучение влияния на механизмы износа исходной микроструктуры и определение этапов эволюции изнашивания приповерхностного объема.

Материалы и методы

Вакуумная электронно-лучевая наплавка осуществлялась с использованием порошка стали М2, полученного распылением расплава в воду.

Таблица 1

Химический состав быстрорежущей стали М2

C	Cr	W	Mo	V	Si	Mn	Ni	S	O2	Fe
1%	4%	6.5%	5%	1.5%	< 0.5%	<0.55%	< 0.4%	<0.03%	<0.03%	основа

Наплавочные дорожки шириной 20 мм, в четыре прохода наплавлялись на заготовки (30 × 200 мм) из стали 30, при этом толщина слоя получилась ~3 мм.

С каждым проходом мощность электронного луча уменьшалась, для поддержания постоянства площади жидкометаллической ванны в районе ~100 мм² (в связи с ростом температуры в процессе наплавки), при этом диаметр луча (1 мм), скорость подложки (2,8 мм/с) и длина развертки (20 мм) оставались постоянными. Время осуществления одного прохода луча, как и время паузы между ними, равнялось 80 с.

Испытания образца с контртелом (колесо, изготовленное из стали ШХ15, применяющейся для изготовления подшипников) проводились на машине трения СМТ-20 без смазки. Скорость и нагрузка повышались ступенчато, для каждого из значений (1,2, 2,4 и 3,6 м/с; 20, 40, 60, 80 и 100 Н) проводилось 4 эксперимента, путь трения составлял 2000 м.

Мера интенсивности износа определялась как отношение потерянного объема материала, к пути трения.

Анализ химического состава наплавленного материала проводили методом микрорентгеноспектрального анализа, структурные исследования – с помощью рентгеноструктурного анализа.

Результаты и обсуждение

Таблица 2

Химический состав наплавленного слоя

Fe	C	W	V	Cr	Mo
основа	1.34%	5.94%	1.35%	4.0 %	5.37 %

Совместный анализ микроструктуры, рентгеноструктурных и электронномикроскопических данных показал, что упрочняющую фазу составляют карбиды М6С и VC.

Анализ результатов испытаний для скоростей скольжения 2,4 и 3,6 м/с (в случае скорости 1,2 м/с изменение интенсивности изнашивания не наблюдалось) зависимость износа от нагрузки близка друг к другу и имеет достаточно сложный характер.

Согласно полученным результатам испытаний, выделяются два участка при нагрузках от 20 до 40 Н и от 60 до 80 Н с установившейся интенсивностью изнашивания на уровне 0,1 и 0,4 мм³/км, соответственно.

Структура поверхности трения покрытия при скорости скольжения 1,2 м/с в основном представлена светлым цветом (не зависимо от нагрузки), в малых количествах - отдельными темно-серыми участками, вытягивающимися в направлении скольжения. С увеличением скорости скольжения, площадь последних растет, вплоть до практически сплошного слоя при нагрузках 60-80 Н. Интенсивное изнашивание наблюдается при увеличении нагрузки до 100 Н, наплавленный слой начинает разрушаться.

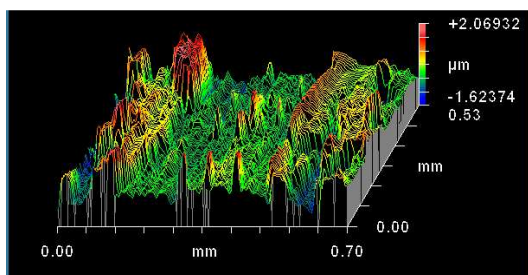


Рис. 1. Пример 3D модели микрогеометрии поверхности трения покрытия при 100Н, 3,6 м/с

Эволюция рельефа с увеличением скорости скольжения и нагрузки на поверхность наплавки отображается и при анализе на профилометре. Арифметическое отклонение профиля поверхности износа, хорошо (а при скорости 3,6 м/с полностью) коррелирует с интенсивностью изнашивания. На 3D модели профиля поверхности (рисунок 1) явно видны кратеры, характерные для удаления толстого трибологического слоя с изнашиваемой поверхностью.

Анализ полученных данных после испытаний в паре трения М2-ШХ15 показывает факт наличия области катастрофического изнашивания покрытия (2,4 и 3,6 м/с при 60 Н) и установившегося

износа (для нагрузок 20-40 Н и 60-100 Н).

Выводы

Эволюция структурно-фазового состава приповерхностного объема покрытия происходит по следующей схеме (рисунок 2).

I этап, (установившийся износ, 20-40 Н). Сохраняется исходная структура материала, эвтектический карбид М6С выделяется по границам зерен аустенитно-мартенситной матрицы в виде сетки. Присутствует малое количество отдельных темно-серых участков трибологического слоя, вытянутых вдоль направления скольжения. Наблюдаются следы нормального абразивно-окислительного износа (с продуктами изнашивания пар трения в виде абразивных частиц). Процесс объясняется пластическим отгеснением и микрорезанием поверхности частицами карбидов и оксидов.

II этап (резкое повышение износа). Развитие обратного альфа-гамма – превращения, ведущее к повышению пластичности матрицы, и способствующее разрушению сетки эвтектических карбидов на отдельные частицы. Формируется начальный этап микрокомпозитной структуры за счет перемещения карбида М6С и оксида FeWO₄. Преобладает окислительное изнашивание.

III этап (установившийся износ). Заканчивается формирование микрокомпозитной структуры, образуется практически сплошной трибологический слой. Стабилизируется интенсивность изнашивания, в следствие обратного альфа-гамма превращения, обеспечивающего для скоростей 2,4 и 3,6 м/с уровень аустенита в районе 35 и 55%, соответственно. Также на данном этапе происходит мартенситное превращение, сохраняющее интенсивность изнашивания наибольшей, по сравнению с другими режимами.

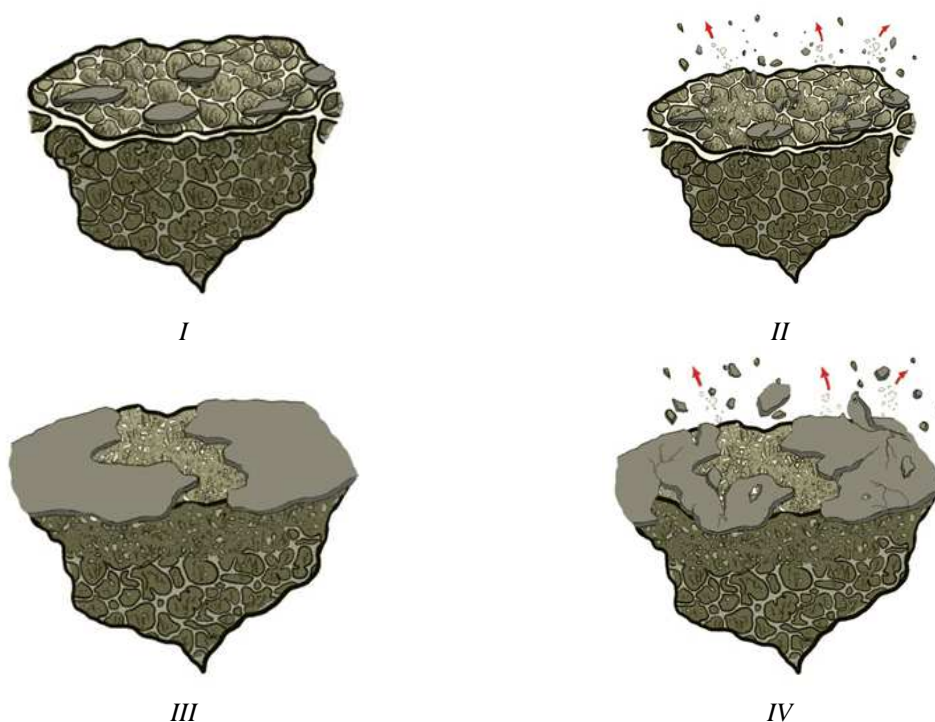


Рис. 2. Эволюция состава приповерхностного объема покрытия в процессе трения.

IV этап (резкое повышение износа). Трибологический слой начинает частично отслаиваться в продукты износа. Интенсивность изнашивания увеличивается.

Для обеспечения равномерного износа в рассматриваемой трибологической паре, необходимо, чтобы выделения карбида М6С происходило внутри объема зерен, а не только по их границам, соответственно, можно предложить повысить в наплавляемом покрытии количество карбидообразующих.

Список используемых источников:

1. Stott F.H. The role of oxidation in the wear of alloys // Tribology International. – 31 – 1998. – с. 61-71.
2. G.A. Fontalvo, R. Humer, C. Mitterer, K. Sammt, I. Schemmel Microstructural aspects determining the adhesive wear of tool steels // Wear. – №260, – 2006. – с. 1028–1034.
3. Pirso J., Viljus M., Juhani K., Letunovits S. Two-body dry abrasive wear of cermets. // Wear. – 266 – 2009. – с. 21-29.
4. Guilemany J.M., Miguel J.M., Vizcaino S., Climent F. Role of three-body abrasion wear in the sliding wear behaviour of WC-Co coatings obtained by thermal spraying. // Surface and Coatings Technology. – 140 – 2001. – с. 141-146.
5. V.E. Panin, S.I. Belyuk, V.G. Durakov, G.A. Pribytkov, N.G. Rempe, Electron-beam deposition in a vacuum: the equipment, technology, properties of the coatings, Svarochnoe производство 2 (2000) 34–38.
6. J. Pirso, M. Viljus, S. Letunovits Friction and dry sliding wear behaviour of cermets // Wear. – Выпуск 260. – 2006. – с. 815–824.
7. V.G. Kayuk, V.A. Maslyuk, A.D. Kostenko Tribological properties of hard alloys based on chromium carbide // Powder Metallurgy and Metal Ceramics. – 42 – 2003. – с. 257–261.
8. T. Sahraoui, N.-E. Fenineche, G. Montavon, C. Coddet Structure and wear behaviour of HVOF sprayed Cr₃C₂-NiCr and WC-Co coatings // Materials & Design. – 24 – 2003. – с. 309–313.
9. L.A. Dobrzański Structure and properties of high-speed steels with wear resistant cases or coatings // Journal of Materials Processing Technology. – 109 – 2001. – с. 44-51.
10. S.F. Gnyusov, A.A. Ignatov, V.G. Durakov, S.Yu. Tarasov, The effect of thermal cycling by electron-beam surfacing on structure and wear resistance of deposited M2 steel, Appl. Surf. Sci. 263 (2012) 215–222.