ЕЖЕМЕСЯЧНЫЙ НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ И ПРОИЗВОДСТВЕННЫЙ ЖУРНАЛ

УПРОЧНЯЮЩИЕ ТЕХНОЛОГИИ И ПОКРЫТИЯ

№ 2 (74)
февраль
2011

Издается с января 2005 г.

Главный редактор
д-р техн. наук,
Ю.В. ПАНФИЛОВ

Председатель редакционного совета
д-р техн. наук, заслуженный деятель науки и техники РФ
В.Ф. БЕЗЪЯЗЫЧНЫЙ

Заместитель главного редактора:
д-р физ.-мат. наук
В.Ю. ФОМИНСКИЙ

Заместители председателя редакционного совета:
д-р техн. наук
В.Ю. БЛЮМЕНШТЕЙН
д-р техн. наук
А.В. КИРИЧЕК
д-р техн. наук
О.В. ЧУДИНА

Редакционный совет:
Ю.П. АНКУДИМОВ
А.П. БАБИЧЕВ
В.П. БАЛКОВ
В.М. БАШКОВ
А.И. БЕЛИКОВ
С.Н. ГРИГОРЬЕВ
В.А. ЗЕМСКОВ
С.А. КЛИМЕНКО
В.А. ЛАШКО
В.А. ЛЕБЕДЕВ
В.В. ЛЮБИМОВ
Ф.И. ПАНТЕЛЕЕНКО
Х.М. РАХИМЯНОВ
Б.П. САУШКИН
В.П. СМОЛЕНЦЕВ
А.М. СМЫСЛОВ
Г.А. СУХОЧЕВ
В.П. ТАБАКОВ
В.А. ШУЛОВ
М.Л. ХЕЙФЕЦ

Редакция:
Е.П. ЗЕМСКОВА
Т.В. ПАРАЙСКАЯ

Журнал распространяется по подписке, которую можно оформить в любом почтовом отделении (индексы по каталогам: "Роспечать" **85159**, "Пресса России" **39269**, "Почта России" **60252**) или в издательстве.

Тел.: (499) 269-52-98, 269-66-00, 268-40-77.

Факс: (499) 269-48-97.

E-mail: realiz@mashin.ru, utp@mashin.ru

Журнал зарегистрирован в Министерстве РФ по делам печати, телерадиовещания и средств массовых коммуникаций. Свидетельство о регистрации ПИ № 77-17733 от 09.03.04 г.

СОДЕРЖАНИЕ

ОБЩИЕ ВОПРОСЫ УПРОЧНЕНИЯ

Чудина О.В., Александров В.А., Фатюхин Д.С. Влияние ультразвуковой кавитации на состояние поверхности конструкционных сталей 3

МЕХАНИЧЕСКАЯ УПРОЧНЯЮЩАЯ ОБРАБОТКА

Киричек А.В., Волобуев А.В., Соловьев Д.Л., Баринов С.В. Разработка параметров для описания гетерогенно-упрочненной структуры 7

Отений Я.Н., Ольштынский Н.В., Ольштынский С.Н., Щеголев Н.Г. Определение контактных напряжений в зоне сближения деформирующих роликов и опорного конуса с перекрещивающимися осями при обработке ППД . . . 9

ОБРАБОТКА КОНЦЕНТРИРОВАННЫМИ ПОТОКАМИ ЭНЕРГИИ

Агеев Е.В., Гадалов В.Н., Семенихин Б.А., Агеева Е.В., Латыпов Р.А. Рентгеноспектральный микроанализ частиц порошков, полученных электроэрозионным диспергированием твердого сплава 13

Гальченко Н.К., Самарцев В.П., Белюк С.И., Гальченко В.Г. Перспективы применения нитридо-плазменной технологии в металлургии при создании композиционных металлокерамических покрытий 17

Кондратьев С.Ю., Попов В.О. Получение износостойкого квазинаноструктурного поверхностного слоя в сталях и цветных сплавах лазерной обработкой 22

Тополянский П.А., Соснин Н.А., Ермаков С.А., Тополянский А.П. Исследования свойств нанопокрытия, наносимого методом финишного плазменного упрочнения 28

ОБРАБОТКА КОМБИНИРОВАННЫМИ МЕТОДАМИ

Болдырев А.И. Упрочнение материалов виброударным и комбинированным методами с предшествующей электрохимической обработкой 35

Сорокин В.М., Танчук С.С., Михеев А.В., Берглезов В.В. Упрочнение поверхностей валов совмещенным натиранием антифрикционных покрытий и ППД 38

ИНФОРМАЦИЯ. ПРОИЗВОДСТВЕННЫЙ ОПЫТ

Константинов В.М., Ткаченко Г.А. Упрочнение быстроизнашиваемых деталей почвообрабатывающих плугов нитроцементацией с локальным индукционным циклическим нагревом 44

Перепечатка, все виды копирования и воспроизведения материалов, публикуемых в журнале "Упрочняющие технологии и покрытия", допускаются со ссылкой на источник информации и только с разрешения редакции.

Журнал входит в Перечень утвержденных ВАК РФ изданий для публикации трудов соискателей ученых степеней

© **Издательство "Машиностроение", "Упрочняющие технологии и покрытия", 2011**

THE MONTHLY SCIENTIFIC AND PRODUCTION JOURNAL

STRENGTHENING TECHNOLOGIES AND COATINGS

№ 2 (74)
February
2011

Since 2005, January

Editor-in-Chief
Dr of Eng. Sci.,
Yu.V. PANFILOV

Chair of Editorial Council
Dr of Eng. Sci., The honoured worker of a science and technics of the RF
V.F. BEZYAZYCHNYI

Editorial Assistants:
Dr of Phys. Math. Sci.
V.Yu. FOMINSKY

Chairman Assistants:
Dr of Eng. Sci.
V.Yu. BLUMENSTEIN
Dr of Eng. Sci.
A.V. KIRICHEK
Dr of Eng. Sci.
O.V. CHUDINA

Editorial council:
Yu.P. ANKUDIMOV
A.P. BABICHEV
V.P. BALKOV
V.M. BASHKOV
A.I. BELIKOV
S.N. GRIGORIEV
V.A. ZEMSKOV
S.A. KLIMENKO
V.A. LASHKO
V.A. LEBEDEV
V.V. LYUBIMOV
F.I. PANTELEENKO
H.M. RAHIMYANOV
B.P. SAUSHKIN
V.P. SMOLENTSEV
A.M. SMYSLOV
V.A. SHULOV
G.A. SUHOCHEV
V.P. TABAKOV
M.L. KHEIFETS

Edition:
E.P. ZEMSKOVA
T.V. PARAYSKAYA

Journal is spreaded on a subscription, which can be issued in any post office (index on the catalogues: "Rospechat" **85159**, "Pressa Rossii" **39269**, "Pochta Rossii" **60252**) or in publishing office.
Ph.: (499) 269-52-98, 269-66-00, 268-40-77. Fax: (499) 269-48-97
E-mail: realiz@mashin.ru, utp@mashin.ru

Journal is registered by RF Ministry Tele- and Broadcasting of Mass Communications Media. The certificate of registration ПИ № 77-17733, March 9, 2004

CONTENTS

GENERAL QUESTIONS OF STRENGTHENING

Chudina O.V., Aleksandrov V.A., Fatyuhin D.S. Effect of ultrasonic cavitation on surface state of structural steels 3

MECHANICAL STRENGTHENING PROCESSING

Kirichek A.V., Volobuev A.V., Solovev D.L., Barinov S.V. Development of parameters for the description heterogeneous the strengthened structure 7

Oteniy Ya.N., Olshtinsky N.V., Olshtinsky S.N., Sheogolev N.G. Determination of contact stresses in the zone rapprochement deformable rollers and supporting cone with crossed axles at processing SPD. 9

PROCESSING BY CONCENTRATED STREAMS OF ENERGY

Ageev E.V., Gadalov V.N., Semenikhin B.A., Ageeva E.V., Latipov R.A. Roentgenspectral microanalysis of particles of powders the analysis of powders, obtained electroerosive dispersion of a hard alloy. 13

Galchenko N.K., Samarcev V.P., Belyuk S.I., Galchenko V.G. Prospects of plasma nitriding technology in metallurgy of composite cermet coatings 17

Kondratyev S.Yu., Popov V.O. Obtaining quasi-nanostructural durable surface layerin steels and nonferrous alloys by laser treatment 22

Topolyansky P.A., Sosnin N.A., Ermakov S.A., Topolyansky A.P. The research of properties nanocoating put by the method of finish plasma strengthening 28

PROCESSING BY COMBINED METHODS

Boldyrev A.I. Material hardening by vibropercussion and combined methods with previous electrochemical treatment 35

Sorokin V.M., Tanchyk S.S., Micheev A.V., Berglezov V.V. The strengthening of surface shafts combined rubbing antifriction plating and SPD 38

INFORMATION. PRODUCTION EXPERIENCE

Konstantinov V.M., Tkachenko G.A. Hardening intensively worn out details of soil-cultivating ploughs nitrocementation with local induction cyclic heating 44

Reprint is possible only with the reference to the journal "Strengthening technologies and coatings".

Journal is included in the List of the Highest Attestation Committee of Russian Federation (VAK RF) for publication of basic results of doctoral theses

© **"Mashinostroenie Publishers", "Strengthening Technologies and Coatings", 2011**

УДК 621.787.6

О.В. Чудина, В.А. Александров, Д.С. Фатюхин *(МАДИ)*
E-mail: chudina_madi@mail.ru

Влияние ультразвуковой кавитации на состояние поверхности конструкционных сталей

Исследовано влияние ультразвуковой кавитации на поверхность стали 45. Установлено, что кавитация вызывает образование кратеров и увеличивает шероховатость поверхности. Выявлено измельчение зерна и повышение микротвердости поверхностного слоя. Определен характер распределения микронапряжений по поверхности.

Ключевые слова: *ультразвуковая кавитация, поверхность, сталь, микротвердость, микронапряжения.*

The influence of ultrasonic cavitation on the surface of steel 45 was investigated. It was established that cavitation causes the formation of craters and increases the surface roughness. Revealed grain refinement and improvement of the microhardness of the surface layer. The distribution of microstresses on the surface was described.

Keywords: *ultrasonic cavitation, surface, steel, microhardness, microstresses.*

Введение

В настоящее время при производстве и ремонте автотракторной техники широко применяют ультразвуковые методы очистки. Такие технологии обеспечивают высокое качество очистки деталей машин, недостижимое традиционными технологиями с использованием *технических моющих средств* (ТМС), *растворяюще-эмульгирующих средств* (РЭС) и термохимической очистки.

Ультразвуковая жидкостная технология очистки основана на идее использования кавитационной эрозии, характерной для гидродинамических процессов, в акустически управляемую эффективную технологию поверхностной обработки.

В основном исследования ведутся в двух направлениях, первое – создание высокоэффективного технологического оборудования, и второе – разработка оптимальной по химическому составу, газосодержанию и температуре моющей жидкости. В частности, в работе [1] приведены результаты исследований ультразвуковой очистки в структурно-неоднородных средах суспензиях и эмульсиях при нормальном и повышенном гидростатическом давлении.

Авторы работы [2] предложили использовать вместо традиционного плоского магнитострикционного преобразователя поршневой источник ультразвука с высокоамплитудным излучением, обеспечивающим более высокое качество очистки и стабильность режимов обработки.

Работы [3–7] посвящены исследованию процессов эрозионного разрушения при ультразвуковой кавитации. Показано, что кавитационная эрозия обусловлена разнообразными быстропротекающими процессами на конечной стадии захлопывания кавитационных пузырьков. Однако общая теория кавитационной эрозии отсутствует [8]. Во многом это связано с тем, что практически не проводились исследования влияния ультразвуковой кавитации на структуру и свойства поверхностного слоя обрабатываемых материалов.

В связи с этим **целью данной работы** является исследование влияния ультразвуковой кавитации на состояние поверхности конструкционных сталей.

Методика проведения исследований

Исследовали влияние ультразвуковой кавитации на поверхность стали 45 в воде комнатной температуры с частотой колебаний f = 22 кГц. Обработку проводили с использованием стержневого магнитострикционного преобразователя с амплитудой колебательных смещений ξ_m = 15...20 мкм в течение 10...80 мин.

Исследования поверхностного слоя осуществляли на световом микроскопе Axiovert 25 CA Carl Zeiss и электронном микроскопе HITACHI S-800 с рентге-

новским микроанализатором INCAx-act. Дюрометрические исследования проводили на микротвердомере ПМТ-3.

Обсуждение результатов исследований

Воздействие кавитации приводит к поверхностному деформированию, разрушению, изменению свойств и внешнего вида детали. По характеру производимого действия и по длительности существования в звуковом поле кавитационные пузырьки разделяются на захлопывающиеся и пульсирующие [1, 2, 9].

Процесс эрозионного разрушения в основном является результатом действия захлопывающихся пузырьков. При захлопывании кавитационного пузырька возникает ударная волна, развивающая значительные давления. Если ударная волна встречает на своем пути препятствие, то она разрушает его поверхность.

Многократное воздействие в одной и той же области большого количества отдельных захлопывающихся пузырьков приводят к существенным разрушениям. Кавитационных пузырьков много и захлопывание их происходит много тысяч раз в секунду, поэтому механизм эрозионного поверхностного разрушения твердых тел носит накопительный характер.

В начале воздействия пузырьков на поверхности преобладают упругие деформации, затем, накапливаясь по величине, деформации становятся пластическими и происходит разрушение металла.

Исследователями [5, 10, 11] получены различные зависимости скорости эрозии от времени (рис. 1).

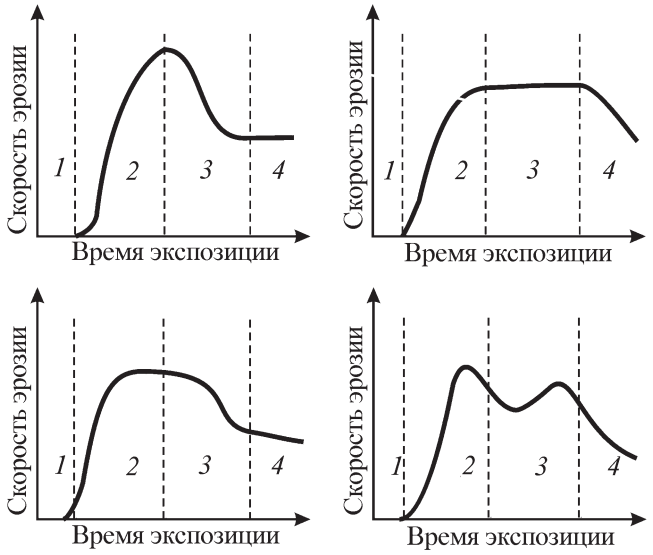


Рис. 1. Зависимости скорости эрозии от времени воздействия ультразвуковой кавитации

Общим для этих кривых является наличие четырех участков: *1* – инкубационная область, в которой не регистрируется уменьшение массы образца; *2* – область накопления разрушений, в ней скорость эрозии возрастает до максимального значения; *3* – область ослабления эрозионного воздействия, в которой скорость уноса массы уменьшается до некоторого постоянного значения; *4* – область стационарной эрозии.

Области *1–3* зависят от начального состояния обрабатываемой поверхности. Скорость эрозии в области *4* является характеристикой собственно материала, следовательно, ее можно использовать для сравнения и получения критериальных зависимостей.

На первом участке кривых, в инкубационной области, хотя и не регистрируется уменьшение массы образца, происходит изменение поверхностных свойств материала. До начала разрушения возникают упругие, а затем пластические деформации, которые являются причиной изменения напряженного состояния поверхности, ее структуры и шероховатости. На рис. 2 (см. с. 2 обложки) показана поверхность образца из стали 45 после непродолжительного воздействия кавитации, на которой хорошо видны следы эрозионного воздействия. Убыли массы при этом не зафиксировано.

Известно, что напряжения – это сила реакции, отнесенная к единице поверхности, которая находится в равновесии с внешними силами. Напряжения I рода, уравновешивающиеся в объеме всего тела или отдельных его макрочастей (макронапряжения), возникают в результате технологических процессов, которым подвергают деталь в процессе ее изготовления.

Напряжения II рода, уравновешивающиеся в объеме зерна или нескольких субзерен, возникают в процессе фазовых превращений и деформации металла, когда разные зерна и субзерна оказываются в различном упругонапряженном состоянии.

Напряжения III рода локализуются в объеме кристаллической ячейки и представляют собой статические искажения решетки, которые сопровождаются смещением атомов на доли ангстрема из углов кристаллической решетки [12].

Все эти виды напряжений взаимосвязаны между собой, так, например, рост микронапряжений III рода может вызвать образование макронапряжений I рода.

Воздействие эрозии на поверхность приводит в основном к изменению микронапряжений. Поскольку микронапряжения, возникающие на поверхности металла, непосредственно влияют на эксплуатационные свойства материала, проводили детальное исследование их изменений под воздействием ультразвуковой кавитации.

Для оценки характера изменений внутренних микронапряжений был использован электрографический метод, основанный на эффекте Кирлиана. Под действием электромагнитного поля с высоким напряжением на поверхности исследуемого объекта возникает специфическое свечение. Это связано с различной излучающей способностью отдельных элементов, фаз и структурных составляющих материала.

Полученные на световом микроскопе Axiovert 25 CA Carl Zeiss изображения специфического свечения обрабатывали с помощью соответствующих пакетов прикладных программ. Путем цифровой обработки цветного изображения получили количественный структурный и фазовый экспресс-анализ.

Дальнейшая совместная интерпретация изображения специфического свечения и результатов структурного анализа позволила выявить взаимосвязь между структурой металла и характером микронапряжений в нем.

На рис. 3 (см. с. 2 обложки) представлено электрографическое изображение поверхности образца из стали 45 после воздействия кавитации. Кавитационные кратеры расположены хаотично по поверхности. Темные участки вблизи кратеров соответствуют максимальным напряжениям, светлые – минимальным.

В работе [3] для объяснения явления разрушения при воздействии кавитации предложено три механизма кавитационной эрозии: повреждаемость от воздействия кумулятивных струй жидкости, образовывающихся в результате схлопывания кавитационных пузырьков; повреждаемость под действием ударных волн, генерируемых из зоны схлопывания, и повреждаемость под действием коллективной ударной волны.

Показано, что в начале воздействия пузырьков на поверхность преобладают упругие деформации, при этом изменение формы исчезает по окончании воздействия кавитации и деформированный образец возвращается к исходной форме. Далее, накапливаясь по величине, они переходят в пластические, т.е. изменение формы образца сохраняется после окончания воздействия кавитации. Затем происходит разрушение образца путем разделения материала на макроскопические части. Процесс разрушения состоит из двух стадий: зарождения трещины и ее распространения через все сечение образца.

Различают два вида разрушения:

• отрыв в результате действия растягивающих нормальных напряжений;

• срез под действием касательных напряжений.

Отрыв не сопровождается предварительной пластической деформацией. Разрушению путем среза всегда предшествует пластическая деформация. Таким образом, отрыв вызывает хрупкое разрушение, а срез – вязкое. При этом распространение трещины

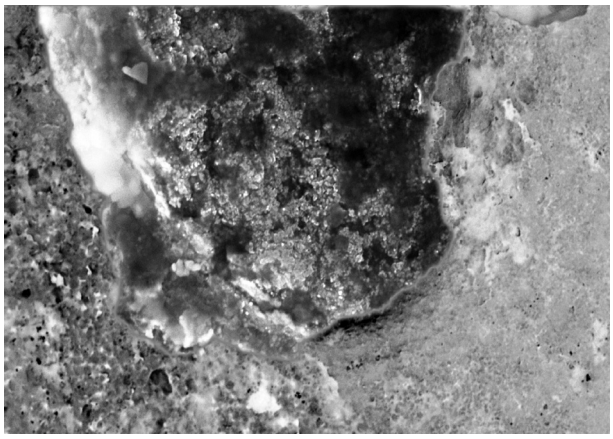


Рис. 5. Кавитационный кратер на поверхности образца из стали 45 (× 30 000)

может идти как по телу зерна – транскристаллитное разрушение, так и по границам между зернами – интеркристаллитное разрушение.

На рис. 4 (см. с. 2 обложки) показаны зоны разрушения на поверхности образца из стали 45 после длительного воздействия ультразвуковой кавитации. Видны четкие границы скола с выступами и впадинами, что указывает на хрупкий характер разрушения. При увеличении в 30 000 раз кавитационный кратер напоминает взрывную воронку. Границы кратера с одной стороны выпуклые, а с другой – вогнутые, что позволяет судить о направлении взрыва пузырька (рис. 5).

Металлографические исследования поверхности стали 45 после длительного воздействия кавитации показали существенное измельчение зерна на глубину до 50 мкм (рис. 6, 7, см. с. 2, 3 обложки). При этом поверхностный слой упрочняется примерно на такую же глубину. На рис. 8 (см. с. 3 обложки) видны постепенно увеличивающиеся в размере от поверхности в глубь отпечатки от индентора микротвердомера, что свидетельствует о повышении твердости поверхности в сравнении с сердцевиной.

Длительность ультразвуковой обработки существенно влияет на уровень упрочнения поверхности. На рис. 9 показано относительное изменение микротвердости образца из стали 45 в зависимости от длительности воздействия ультразвука. Видно, что твердость поверхностного слоя повышается в 1,4 раза.

Упрочнение поверхностного слоя вызвано пластическим деформированием под воздействием силы от ударной волны захлопывающихся кавитационных пузырьков. В свою очередь, упрочнение при пластической деформации обусловлено повышением уровня микронапряжений, увеличением плотности дислокаций и измельчением зерна.

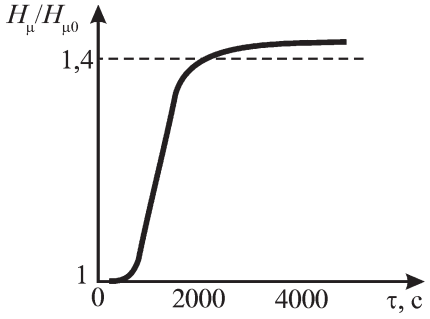


Рис. 9. Относительное изменение микротвердости стали 45 под воздействием ультразвука в зависимости от времени обработки

Выводы

1. Экспериментальные исследования поверхности стали 45 после воздействия ультразвуковой кавитации показали, что процесс кавитационной эрозии носит хаотичный характер. Длительное воздействие кавитации приводит к образованию кратеров и увеличению шероховатости обрабатываемой поверхности.

2. Металлографические исследования с использованием эффекта Кирлиана позволили выявить характер распределения микронапряжений по поверхности вблизи кратеров.

3. Выявлено повышение микротвердости поверхностного слоя в 1,4 раза в сравнении с сердцевиной за счет пластического деформирования под действием силы от ударной волны захлопывающихся пузырьков, что обусловлено повышением уровня микронапряжений, увеличением плотности дислокаций и измельчением зерна.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Агранат Б.А., Башкиров В.И., Китайгородский Ю.И.** Ультразвуковая очистка // Физические основы ультразвуковой технологии. 1970. Ч. 3. С. 165–252.

2. **Панов А.П.** Ультразвуковая очистка прецизионных деталей. М., 1984. 88 с.

3. **Буравова С.Н.** Повреждаемость поверхности при кавитационной эрозии // Журнал технической физики. 1998. Т. 68. № 9.

4. **Кнэпп Р., Дейли Дж., Хэммит Ф.** Кавитация. М.: Мир, 1974. 687 с.

5. **Эванс А., Рафф А.** и др. Эрозия / Пер. с англ., под ред. К. Прис. М.: Мир, 1982. 464 с.

6. **Богачев И.Н.** Кавитационное разрушение и кавитационно-стойкие сплавы. М.: Металлургия, 1972. 190 с.

7. **Панов А.П., Приходько В.М.** О кавитационном разрушении в поле стержневого излучателя // Применение ультразвука в металлургии: науч. тр. М.: МИСиС, 1977. № 90. С. 30–35.

8. **Сиротюк М.Г.** Акустическая кавитация. М.: Наука, 2008. 271 с.

9. **Тявловский М.Д., Фастовец Е.П., Алефиренко В.М.** Ультразвуковая очистка РЭА и приборов. Минск: Наука и техника, 1984. 239 с.

10. **Thiruvengadam A., Preiser H.S.** // Ship Res. 8. 39 (1964).

11. **Eisenberg P., Preiser H.S., Thiruvengadam A.** // Trans. Soc. Naval Archit. Mar. Eng., 73, 241 (1965).

12. **Лахтин Ю.М., Леонтьева В.П.** Материаловедение: учебник для машиностроительных вузов. М.: Машиностроение, 1980. 493 с.

Реклама Вашей продукции в нашем журнале – один из способов достижения Вашего успеха!

Журнал "Упрочняющие технологии и покрытия" читают руководители и специалисты предприятий машиностроительного комплекса.

Публикация рекламного объявления в нашем журнале даст Вам возможность:

◆ найти партнеров, заинтересованных в современных исследованиях, а также внедрении Ваших идей и разработок в области машиностроения;

◆ установить контакты с организациями и фирмами в России и странах ближнего и дальнего зарубежья;

◆ наладить обмен информацией.

Наш журнал распространяется только по подписке – это является надежной гарантией того, что Ваше рекламное объявление прочитают именно специалисты, т.е. оно попадет точно в цель.

Обращайтесь в отдел продаж, маркетинга и рекламы
ООО "Издательство Машиностроение": 107076, г. Москва, Стромынский пер., д. 4
Тел.: (499) 269-66-00, 269-52-98 Факс (499) 269-48-97
E-mail: marketing@mashin.ru www.mashin.ru

УДК 621.787.6.004

А.В. Киричек, А.В. Волобуев *(Орловский государственный технический университет),*
Д.Л. Соловьев, С.В. Баринов *(Муромский институт Владимирского государственного университета)*
E-mail: avk@ostu.ru

Разработка параметров для описания гетерогенно-упрочненной структуры*

Предложены параметры, характеризующие гетерогенно-упрочненную структуру, полученную поверхностным пластическим деформированием. Даны рекомендации по параметрам гетерогенности упрочненного поверхностного слоя, повышающие долговечность деталей машин.
Ключевые слова: *гетерогенная структура, контактная выносливость, пластическое деформирование.*

The parameters characterizing heterogeneous structure are entered. Recommendations about the parameters of heterogeneity raising durability of details of cars are given.
Keywords: *heterogeneous structure, contact endurance, plastic deformation.*

Как правило, требуемые эксплуатационные характеристики деталей машин обеспечиваются упрочняющей обработкой. Согласно последним исследованиям, для повышения контактной выносливости деталей наряду с такими характеристиками упрочненного поверхностного слоя, как глубина и степень упрочнения (относительное увеличение твердости), важную роль играет равномерность упрочнения, т.е. чередование участков различной твердости как вдоль, так и по глубине упрочненного слоя [1, 2].

Одним из наиболее доступных и эффективных способов повышения контактной выносливости является *поверхностное пластическое деформирование* (ППД), в частности, *статико-импульсная обработка* (СИО), которая имеет широкие возможности по формированию упрочненного поверхностного слоя [3]. При использовании СИО может быть получена большая глубина упрочнения (до 6...8 мм) и высокая твердость упрочненного поверхностного слоя (до 6500 МПа). Кроме того, технология СИО позволяет достаточно точно создавать необходимую равномерность упрочнения, поскольку пластическое деформирование материала осуществляется регулируемой импульсной нагрузкой, воздействующей с заданной кратностью приложения.

В результате на упрочняемой поверхности формируются деформируемые области металла, перекрывающиеся между собой в определенном порядке и сочетании.

Статическая составляющая нагрузки не превышает 10 % от динамической и практически не участвует в процессе упругопластического деформирования [4–6]. Она обеспечивает постоянство контакта инструмента с упрочняемой поверхностью, позволяет эффективно использовать отраженные волны деформации, возникающее в ударной системе, формируя в очаге деформации пролонгированные ударные импульсы с головной и хвостовой частями. Энергия хвостовой части импульса достигает 20...30 % от энергии головной части импульса, позволяет увеличивать до 50 % КПД процесса (долю энергии удара, затраченную на упругопластическую деформацию металла).

Варьированием режимов СИО были получены упрочненные структуры с различной равномерностью, отличающиеся по размерам и степени упрочнения твердых и мягких участков, характеру их чередования. Их исследование показало, что при определенной картине формирования твердых и мягких областей контактное выкрашивание может быть снижено до 3–6 раз [2, 7, 8].

Определение взаимосвязи между параметрами, характеризующими гетерогенно-упрочненную структуру, и долговечностью деталей машин, поверхности которых испытывают контактные циклические нагрузки, позволит обоснованно назначать режимы упрочняющей обработки (и не только СИО), формирующей требуемую равномерность упрочнения. Одна-

* Исследования выполнены при поддержке гранта РФФИ № 09-01-99005.

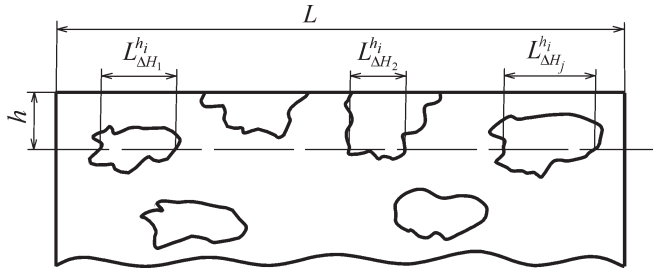


Рис. 1. Схема определения относительной опорной твердости $L^h_{\Delta H}$

ко до настоящего времени параметров, позволяющих описать неравномерность упрочненной структуры, не существовало.

В результате анализа гетерогенно-упрочненной структуры, полученной СИО, предложено описывать размеры твердых и мягких участков и шаг их чередования с помощью относительной опорной твердости $L^h_{\Delta H}$ и относительного количества локальных упрочненных участков на базовой длине $N^h_{\Delta H}$.

Относительная опорная твердость $L^h_{\Delta H}$ представляет собой отношение суммы длин участков с одной определенной степенью упрочнения на рассматриваемой глубине к базовой длине, на которой проводится измерение (рис. 1)

$$L^h_{\Delta H} = \frac{\sum_{j=1}^{N^h_{\Delta H}} L^h_{\Delta H_j}}{L}, \qquad (1)$$

где h – глубина уровня, на котором определяется относительная опорная твердость, мм;

ΔH – степень упрочнения участков, для которых определяется относительная опорная твердость, %;

$L^h_{\Delta H_j}$ – длина j-го участка со степенью упрочнения ΔH на рассматриваемом уровне, мм;

L – базовая длина, т.е. расстояние вдоль упрочненной поверхности, на котором определяется относительная опорная твердость, мм;

j – порядковый номер участка со степенью упрочнения ΔH ($j = 1 \ldots n^h_{\Delta H}$);

$n^h_{\Delta H}$ – число локальных упрочненных участков.

Относительное количество локальных упрочненных участков на базовой длине $N^h_{\Delta H}$ представляет собой отношение числа упрочненных участков $n^h_{\Delta H}$ со степенью упрочнения ΔH к базовой длине L, на которой производится измерение

$$N^h_{\Delta H_{\text{ср}}} = \frac{n^h_{\Delta H}}{L}. \qquad (2)$$

Параметры гетерогенности описывают характер чередования твердых участков, имеющих одинаковую степень упрочнения. Глубина уровня h, на которой определяется относительная опорная твердость, может изменяться в пределах всего упрочненного поверхностного слоя.

Таким образом, параметр $L^h_{\Delta H}$ позволяет оценить относительную длину всех твердых участков на определенном уровне глубины упрочненного слоя, а параметр $N^h_{\Delta H}$ оценить их количество на базовой длине.

Характеристика неравномерности упрочнения с помощью параметров $L^h_{\Delta H}$ и $N^h_{\Delta H}$ будет выглядеть следующим образом. Если при некотором значении $L^h_{\Delta H}$ будет увеличиваться $N^h_{\Delta H}$, то на данном уровне упрочненного поверхностного слоя повышается количество более мелких твердых участков, расположенных на более близком расстоянии друг от друга и неравномерность упрочнения такой структуры увеличивается. Если при неизменном значении $N^h_{\Delta H}$ будет увеличиваться $L^h_{\Delta H}$, то на данном уровне упрочненного поверхностного слоя размеры твердых участков увеличиваются, а расстояние между ними уменьшается и упрочненная структура становится более равномерной.

Пример. Необходимо определить $L^h_{\Delta H}$ и $N^h_{\Delta H}$ для упрочненных участков со степенью упрочнения $\Delta H = 40...50$ % на базовой длине $L = 9{,}45$ мм, на глубине $h = 0{,}4$ мм (рис. 2). На данном уровне упрочненного поверхностного слоя число участков со степенью упрочнения $\Delta H = 40...50$ % будет $n^h_{\Delta H} = 4$.

Длина участков с заданной степенью упрочнения $L^h_{\Delta H_1} = 0{,}96$ мм; $L^h_{\Delta H_2} = 1{,}78$ мм; $L^h_{\Delta H_3} = 0{,}76$ мм; $L^h_{\Delta H_4} = 1{,}29$ мм. Сумма длин участков $\sum_{j=1}^{N^h_{\Delta H}} L^h_{\Delta H_i} = (0{,}96 + 1{,}78 + 0{,}76 + 1{,}29) = 4{,}79$ мм. Согласно формулам (1) и (2), $L^h_{\Delta H} = 0{,}51$ и $N^h_{\Delta H} = 0{,}42$ шт./мм.

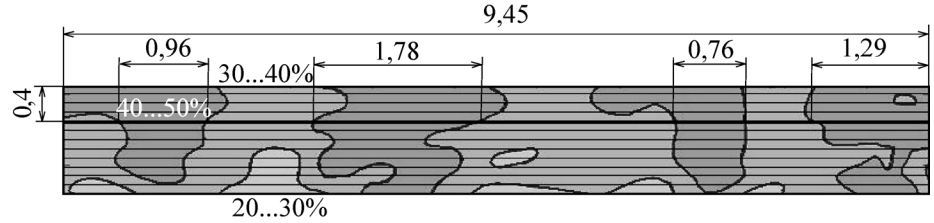


Рис. 2. Определение относительной опорной твердости для участков со степенью упрочнения 40...50 % на глубине $h = 0{,}4$ мм, на базовой длине $L = 9{,}45$ мм

При оценке эпюр распределения твердости по глубине и вдоль упрочненной поверхности после СИО установлено, что контактное выкрашивание снижается до 3–6 раз при создании гетерогенно-упрочненного поверхностного слоя на глубине, перекрывающей область зарождения опасной точки, где могут развиваться усталостные трещины со следующими параметрами: степень упрочнения твердых участков 40...60 %; опорная твердость $L^h_{\Delta H} = 0{,}5\ldots0{,}8$; относительное количество локальных упрочненных участков на базовой длине $N^h_{\Delta H} = 1{,}9\ldots3{,}2$; при этом общая глубина упрочнения должна быть не менее 3...3,5 мм.

Выводы

1. Предложены параметры, характеризующие гетерогенно-упрочненную структуру, с помощью которых можно оценить и провести сравнительный анализ размеров твердых и мягких участков, степени их упрочнения и шага чередования вдоль упрочненной поверхности.

2. Получены рекомендации по параметрам гетерогенно-упрочненной структуры, позволяющим повысить долговечность поверхностного слоя, испытывающего контактные циклические нагрузки.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Иванов Г.П., Картонова Л.В., Худошин А.А.** Повышение износостойкости деталей созданием регулярной гетерогенной макроструктуры // Строительные и дорожные машины. 1997. № 1. С. 33–34.

2. **Повышение** контактной выносливости деталей машин гетерогенным деформационным упрочнением статико-импульсной обработкой / А.В. Киричек, Д.Л. Соловьев, С.В. Баринов, С.А. Силантьев // Упрочняющие технологии и покрытия. 2008. № 7. С. 9–15.

3. **Киричек А.В., Соловьев Д.Л.** Технологические возможности статико-импульсной обработки // Упрочняющие технологии и покрытия. 2006. № 8. С. 3–5.

4. **Киричек А.В., Соловьев Д.Л., Силантьев С.А.** Влияние режимов статико-импульсной обработки на равномерность упрочнения поверхностного слоя // Кузнечно-штамповочное производство. Обработка металлов давлением. 2004. № 2. С. 13–17.

5. **Киричек А.В., Соловьев Д.Л.** Создание гетерогенной структуры материала статико-импульсной обработкой // СТИН. 2007. № 12. С. 28–31.

6. **Киричек А.В., Соловьев Д.Л.** Равномерность наклепа после статико-импульсной обработки // Упрочняющие технологии и покрытия. 2005. № 8. С. 3–5.

7. **Установка** для испытаний на контактную выносливость плоских поверхностей деталей машин / А.В. Киричек, Д.Л. Соловьев, С.А. Силантьев, С.В. Баринов // Известия ОрелГТУ. Машиностроение. Приборостроение. 2007. № 3. С. 98–103.

8. **Киричек А.В., Соловьев Д.Л.** и др. Экспериментальный комплекс для исследований контактно-усталостного изнашивания деталей машин // Известия ОрелГТУ. Машиностроение. Приборостроение. 2009. № 3–2. С. 7–13.

УДК 621.787.4

Я.Н. Отений, Н.В. Ольштынский, С.Н. Ольштынский, Н.Г. Щеголев
(Камышинский технологический институт (филиал)
Волгоградского государственного технического университета)
E-mail: oteniy3@rambler.ru

Определение контактных напряжений в зоне сближения деформирующих роликов и опорного конуса с перекрещивающимися осями при обработке ППД

Рассмотрено моделирование и определены напряжения в каплевидной контактной зоне между деформирующим роликом и обрабатываемой деталью, с одной стороны, и опорным конусом и деформирующим роликом, имеющим с ним перекрещивающиеся оси, – с другой. Результат может быть применен на любых по форме и размерам контактных зонах, отличных от каплевидной.

Ключевые слова: *контактные напряжения, деформирующий элемент, поверхностное пластическое деформирование.*

Modeling and determination of the stresses in the tear-shaped contact zone between the deforming roller and detail on the one hand and the reference deforming roller cone and the other with crossed axes is considered. The result can be employed to any shape and size of contact zones, different from tear-shaped.

Keywords: *contact stresses, deforming element, surface plastic deformation.*

Для окончательного формирования качества поверхностного слоя применяют различные способы обработки и технологические процессы. Одним из наиболее прогрессивных, экономичных, простых, производительных и доступных в реализации, обеспечивающих необходимый набор показателей качест-

ва поверхностного слоя (заданную степень и глубину упрочнения, низкую шероховатость, сжимающие остаточные напряжения и заданную микроструктуру) является *поверхностное пластическое деформирование* (ППД).

Одним из главных вопросов при изучении процесса ППД деталей машин является установление закономерностей распределения напряжений в контактной зоне между деформирующим роликом и обрабатываемой деталью, с одной стороны, и деформирующим роликом и опорным конусом – с другой. Однако при решении этой задачи возникают существенные проблемы, связанные со сложностью протекания процессов деформирования и математического моделирования ППД, требующие привлечения громоздкого аппарата теории упругости и пластичности, тензорного анализа.

При проектировании и определении рациональных конструктивных параметров инструмента для ППД целесообразно иметь относительно простые методики, позволяющие на уровне инженерных расчетов получать необходимые значения величин, в том числе решать вопросы выбора технологических режимов обработки.

Возникающие трудности в ряде случаев привели к тому, что для практических расчетов в области ППД используют хорошо зарекомендовавшие себя решения упругой контактной задачи, где рассматривается статическое сжатие упругих тел и, далее, полученные результаты переносят в область упругопластических деформаций [1].

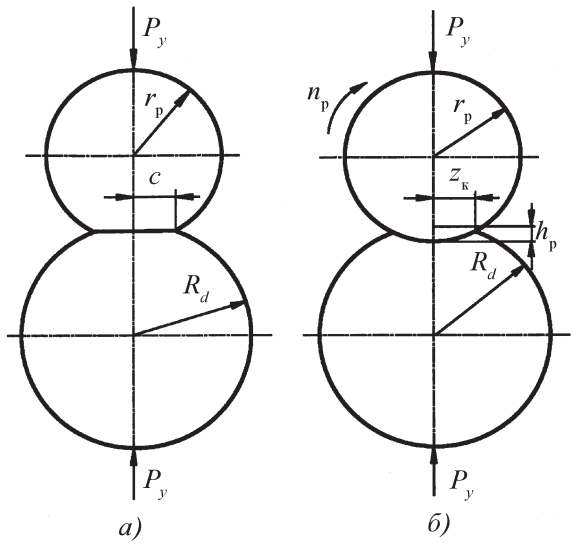


Рис. 1. Особенности деформирования двух цилиндрических тел:

а – при одинаковых упругих свойствах; *б* – при упругопластическом деформировании; P_y – сила деформирования; $r_р$ – радиус ролика; R_d – радиус детали; $h_р$ – глубина внедрения ролика; c, $z_к$ – полуширины контактных зон

При этом полагают, что при упругопластическом деформировании максимальные напряжения в зоне контакта превышают предел упругости. Принимаемое значение максимального напряжения, зависящего от свойств обрабатываемого материала, формы и размеров детали и деформирующего ролика, силы деформирования, как правило, устанавливают экспериментально.

Известно, что значение максимального напряжения в зоне контакта при ППД между роликом и обрабатываемой поверхностью детали может превышать предел упругости от 4 до 12 раз [1–3]. Но даже в этом случае не всегда удается решить задачу в полной мере, так как используемые теоретические зависимости могут корректно применяться только для типовых по форме площадей контакта, таких как круг, эллипс и прямоугольник.

При ППД используют и другие более эффективные формы контактных зон, обеспечивающие наилучшие результаты деформирования, одной из которых является каплевидная форма контакта, образуемая при обработке деталей коническими либо цилиндрическими роликами. Следовательно, вопрос контактной задачи является весьма актуальным и требует своего дальнейшего решения.

При рассмотрении варианта взаимодействия двух упругих тел говорят, что тела сближаются и деформируются приблизительно одинаково, образуя плоский контакт (рис. 1, *а*), в то время как при ППД деформирующий ролик внедряется в обрабатываемую поверхность на определенную глубину $h_р$, зависящую от его размеров и прикладываемой силы деформирования (рис. 1, *б*).

При обработке деталей ППД ротационными инструментами, как правило, применяют конические ролики (рис. 2). Требуемую силу деформирования P_y передают на ролик *1* через опорный конус *2*.

Для уменьшения осевой силы, действующей на инструмент, а также для обеспечения его самозатягивания деформирующие ролики устанавливают по отношению к оси обрабатываемой детали на угол самозатягивания ω, а для настройки роликов на заданную глубину внедрения – на угол внедрения γ. За счет этого контакты между обрабатываемой поверхностью *3*, опорным конусом *2* и роликом *1* представляют собой каплевидную форму (см. рис. 2). Очевидно, что при равных силах, действующих на деформирующий ролик с противоположных сторон, площадь контакта между роликом *1* и обрабатываемой поверхностью *3* будет больше, чем площадь контакта между роликом *3* и опорным конусом *2*.

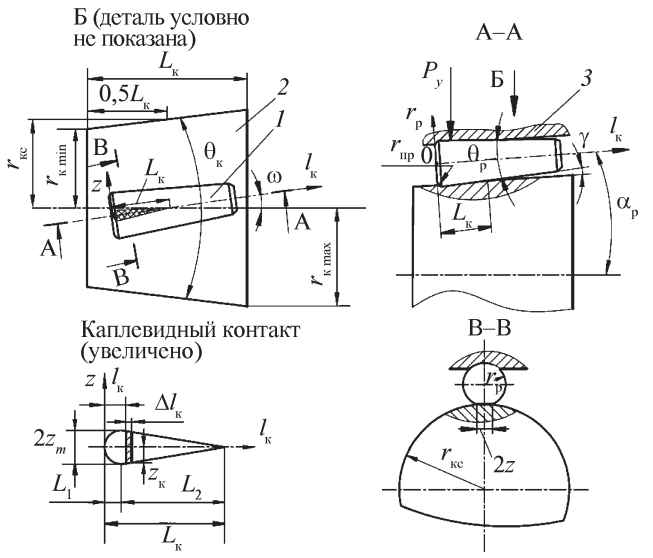


Рис. 2. Схема обработки ППД коническим деформирующим роликом при использовании опорного конуса

Форму и размеры контакта между обрабатываемой поверхностью и деформирующим роликом устанавливают исходя из требований необходимых показателей качества обработанной поверхности и считают заданной.

Это, в свою очередь, определяет и контактные напряжения между деформирующим роликом и опорным конусом, которые будут по интенсивности выше, чем на упругопластическом контакте между деталью и деформирующим роликом. Следовательно, обозначенные напряжения и будут определять надежность и долговечность работы инструмента.

Для определения контактных напряжений между опорным конусом и деформирующим роликом, которые являются упругими телами, можно применить решение контактной задачи, известной из теории упругости. Однако это решение пригодно для контактных зон, имеющих форму эллипса, прямоугольника или круга.

В свою очередь, о ППД коническими либо цилиндрическими роликами в литературных источниках имеются весьма ограниченные сведения, достоверность которых вызывает много вопросов. В результате при исследованиях приходится обращаться к приближенным методам, одними из которых являются известные решения контактной задачи для упругого деформирования тел [4].

В качестве исходной информации примем решение задачи для деформирования двух валов с параллельно расположенными осями. При этом распределение напряжений по ширине контакта будет

$$\sigma(z) = \sigma_m \sqrt{1 - \left(\frac{z}{z_к}\right)^2}, \qquad (1)$$

где σ_m – максимальное напряжение в центре площадки контакта;

$z_к$ – текущая координата полуширины контакта.

Максимальное напряжение в центре контакта равно

$$\sigma_m = 0{,}564 \sqrt{\frac{EP_l(r_р + r_{ск})}{(1-\mu^2) r_р r_{ск}}}, \qquad (2)$$

где E – модуль упругости;

P_l – нагрузка на единицу длины, действующая на ролик со стороны детали;

$r_р$ – радиус деформирующего ролика;

$r_{ск}$ – средний радиус опорного конуса;

μ – модуль Юнга,

а ширина контакта определяется по формуле

$$2z_к = 1{,}6 \sqrt{\frac{P_l(1-\mu^2)(r_р r_{ск})}{E(r_р + r_{ск})}}. \qquad (3)$$

Решение уравнения (3) относительно действующей на ролик погонной нагрузки P_l будет иметь следующий вид:

$$P_l = \frac{1{,}56 E z_к^2 (r_р + r_{ск})}{r_р r_{ск}(1-\mu^2)}. \qquad (4)$$

Тогда максимальное напряжение в средине контактной зоны после подстановки выражения (4) в формулу (2) примет вид

$$\sigma_m = 0{,}705 \frac{E z_к (r_р + r_{ск})}{r_р r_{ск}(1-\mu^2)}. \qquad (5)$$

Рассмотрим деформирование опорного конуса и деформирующего ролика, установленного по отношению к оси опорного конуса на угол самозатягивания ω. При этом контакт между опорным конусом и деформирующим роликом будет иметь каплевидную форму (см. рис. 2).

Выделим из тела ролика на произвольном расстоянии $l_к$ от начала отсчета длины контакта элементарный диск единичной длины $\Delta l_к$ (см. рис. 2). Будем считать, что весь ролик состоит из набора таких дисков, радиусы которых меняются по длине ролика в соответствии с законом изменения его образующей. Для каждого из дисков при расчете напряжений по ширине контакта применим формулы (1) и (5). Очевидно, что напряжения на всей площади контакта будут складываться из элементарных решений для каждого диска в отдельности.

При обработке коническими роликами форма контакта является каплевидной, а уравнение ее контурной линии состоит из двух участков с длинами L_1 и

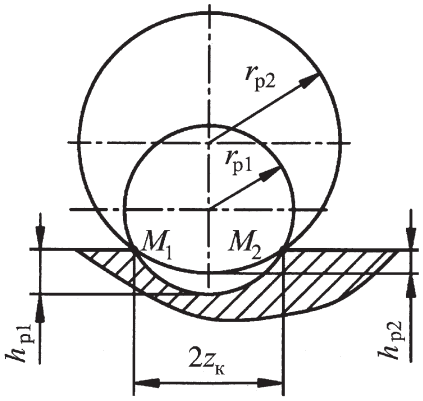


Рис. 3. Схема внедрения деформирующих роликов различных диаметров, образующих одинаковую ширину контакта

L_2. Первый участок в первом приближении можно считать полукругом. На этом участке, очевидно, будет максимальная интенсивность процесса деформирования. Второй участок, как видно из рисунка, по форме является вытянутым треугольником. Уравнения контурной линии на обоих участках будут иметь вид:

– на участке L_1

$$z_{к1} = \sqrt{z_m^2 - (l_к - L_1)^2}, \text{ при } 0 \le l_к \le L_1; \quad (6)$$

– на участке L_2

$$z_{к2} = z_m \left[1 - \frac{l_к - L_1}{L_2}\right], \text{ при } L_1 \le l_к \le L_2, \quad (7)$$

где z_m – максимальная полуширина контакта в сечении при переходе с участка L_1 на участок L_2;

$l_к$ – текущая координата изменения длины контакта.

Формулы (6) и (7) не учитывают влияние диаметров деформирующего ролика, обеспечивающего рассматриваемую площадь контакта. Однако очевидно, что в сечении В–В (см. рис. 2) или в любом другом сечении в пределах контакта через крайние точки M_1 и M_2 (рис. 3) можно провести окружности любого радиуса.

Другими словами, равнозначный по форме контакт можно получить разными по размерам деформирующими роликами.

Помимо этого, радиус деформирующего ролика и глубина его внедрения являются функциями длины контакта

$$r_р = f(l_к). \quad (8)$$

В частном случае для конического ролика эти зависимости имеют вид:

– на первом участке контакта

$$r_{р1} = r_{рн} - r_{пр} + \sqrt{r_{пр}^2 - (l_{к1} - L_1)^2}, \text{ при } 0 \le l_к \le L_1; \quad (9)$$

– на втором участке контакта

$$r_{р2} = r_{рн} - (l_к - L_1)\mathrm{tg}\theta_р, \text{ при } L_1 \le l_к \le L_к, \quad (10)$$

где $r_{рн}$ – начальный радиус ролика, соответствующий его максимальному внедрению в деталь (на расстоянии L_1 от начала контакта);

$r_{пр}$ – профильный (заходный) радиус ролика;

$\theta_р$ – угол конусности ролика.

Полученные формулы (5)–(7), (9), (10) позволяют рассчитать суммарную силу деформирования, необходимую при проектировании инструмента для ППД по следующей зависимости:

$$P_y = \int_0^{L_к} \mathrm{d}l_к \int_0^{z_к} 0{,}705 \frac{E z_к (r_р + r_{ск})}{r_р r_{ск} (1 - \mu^2)} \sqrt{1 - (z/z_к)^2}\,\mathrm{d}z, \quad (11)$$

где функции изменения радиусов сечений деформирующих роликов $r_р$ и полуширины контакта $z_к$ по его длине рассчитываются по зависимостям (6), (7), (9), (10).

Полученный интеграл может быть решен численными методами с помощью ЭВМ.

Таким образом, в соответствии с поставленной задачей получена методика расчета силы деформирования и величины возникающего напряжения в зоне контакта между деформирующим роликом и опорным конусом в инструментах для ППД. Задача решена с помощью моделирования упругоконтактной задачи и может быть применена на любых по форме и размерам контактных зонах, отличных от каплевидной.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Жасимов М.М.** Управление качеством деталей при поверхностном пластическом деформировании. Алма-Ата: Наука, 1986. 208 с.

2. **Отений Я.Н.** Технологическое обеспечение качества деталей машин поверхностным пластическим деформированием. Волгоград: Изд-во ВолгГТУ, 2005. 220 с.

3. **Одинцов Л.Г.** Упрочнение и отделка деталей поверхностным пластическим деформированием: справочник. М.: Машиностроение, 1987. 328 с.

4. **Фесик С.П.** Справочник по сопротивлению материалов. Киев: Будивельник, 1982. 280 с.

УДК 621.762.227

Е.В. Агеев, В.Н. Гадалов, Б.А. Семенихин, Е.В. Агеева *(Юго-Западный государственный университет, г. Курск),*
Р.А. Латыпов *(Московский государственный металлургический институт)*
E-mail: ageev_ev@mail.ru

Рентгеноспектральный микроанализ частиц порошков, полученных электроэрозионным диспергированием твердого сплава*

Представлены сведения о методе и применяемом оборудовании, а также основные результаты рентгеноспектрального микроанализа частиц порошков, полученных электроэрозионным диспергированием твердого сплава.
Ключевые слова: *метод электроэрозионного диспергирования, отходы твердых сплавов, порошки, рентгеноспектральный микроанализ.*

The items of information on a method and used equipment, and also main results roentgenspectral microanalysis of particles of powders the analysis of powders, obtained electroerosive dispersion of a hard alloy.
Keywords: *method of an electroerosive dispersion, scraps of hard alloys, powders, roentgenspectral microanalysis.*

Прогресс в современной технике неразрывно связан с достижениями в области порошковой металлургии. Порошковая металлургия занимает значительное место в создании перспективных современных материалов, обладающих высокой прочностью, жаростойкостью, твердостью, износостойкостью, малой плотностью, специальными магнитными и оптическими характеристиками и т.п.

Среди порошковых материалов, обладающих высокой твердостью и стойкостью к абразивному износу, одними из наиболее перспективных являются порошки на основе систем WC–Co, WC–TiC–Co и WC–TiC–TaC–Co (спеченные твердые сплавы групп ВК, ТК и ТТК), которые имеют в современной технике большое значение. Они нашли широкое распространение в качестве режущих, износостойких, буровых, штамповых и других материалов.

Анализ исследовательских работ в области твердых сплавов показывает, что большинство из них связано с вопросом экономии вольфрама из-за его дефицита, дороговизны и непрерывного расширения областей применения вольфрама. С экономией вольфрама тесно связаны мероприятия по сбору отходов твердых сплавов и их переработка.

В отечественной и зарубежной промышленности существует несколько методов переработки отходов твердых сплавов, которые в основном характеризуются крупнотоннажностью, энергоемкостью, большими производственными площадями, малой производительностью, а также экологическими проблемами.

Одним из наиболее перспективных методов переработки отходов твердых сплавов в порошковые материалы, отличающийся относительно невысокими энергетическими затратами и экологической чистотой процесса, является метод *электроэрозионного диспергирования* (ЭЭД) [1, 2]. Но свойства порошков, полученных из отходов твердых сплавов данным методом, изучены недостаточно, поэтому их применение ограниченно.

Физико-технологические свойства порошков, полученных из отходов твердых сплавов, благодаря которым они могут найти широкое применение при упрочнении и восстановлении деталей машин, определяются их гранулометрическим, фазовым, химическим составом, формой и морфологией поверхности, микротвердостью частиц.

Цель данной работы – выявление распределения элементов по поверхности частиц порошков, полученных ЭЭД отходов твердых сплавов ВК8 и Т15К6.

Рентгеноспектральный микроанализ (РСМА) частиц порошков выполняли с помощью энергодисперсионного анализатора рентгеновского излучения фирмы EDAX, встроенного в растровый электронный

* Работа выполнена в рамках реализации Федеральной целевой программы "Научные и научно-педагогические кадры инновационной России" на 2009–2013 гг.

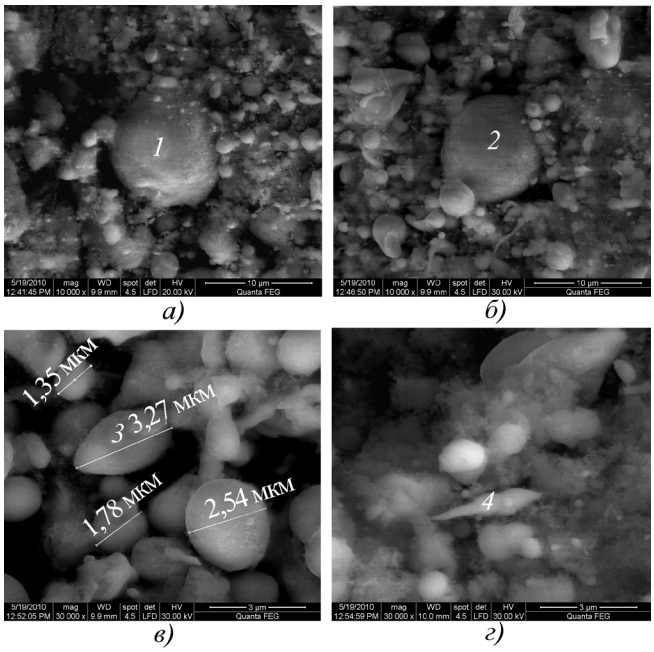


Рис. 1. Точки проведения рентгеноспектрального микроанализа порошка ВК8

микроскоп QUANTA 600 FEG, результаты которого представлены на рис. 1–4.

Под РСМА понимают определение элементного состава микрообъектов по возбуждаемому в них характеристическому рентгеновскому излучению. Для анализа характеристического спектра используют два типа спектрометров (бескристальный либо с кристаллом-анализатором), базой для РСМА служит электронно-оптическая система растрового электронного микроскопа.

При взаимодействии электронного зонда с образцом (рис. 5) одним из возбуждаемых сигналов является рентгеновское излучение, которое можно разделить на характеристическое и тормозное.

Тормозное рентгеновское излучение возникает вследствие торможения первичных электронов в электрическом (кулоновском) поле атомов анализируемого материала. Кинетическая энергия первичных электронов в этом случае частично или полностью преобразуется в энергию рентгеновского излучения. Соответственно излучение имеет непрерывный спектр с энергией от нуля до энергии падающего электрона и поэтому его еще называют непрерывным рентгеновским излучением. При РСМА тормозное излучение нежелатель-

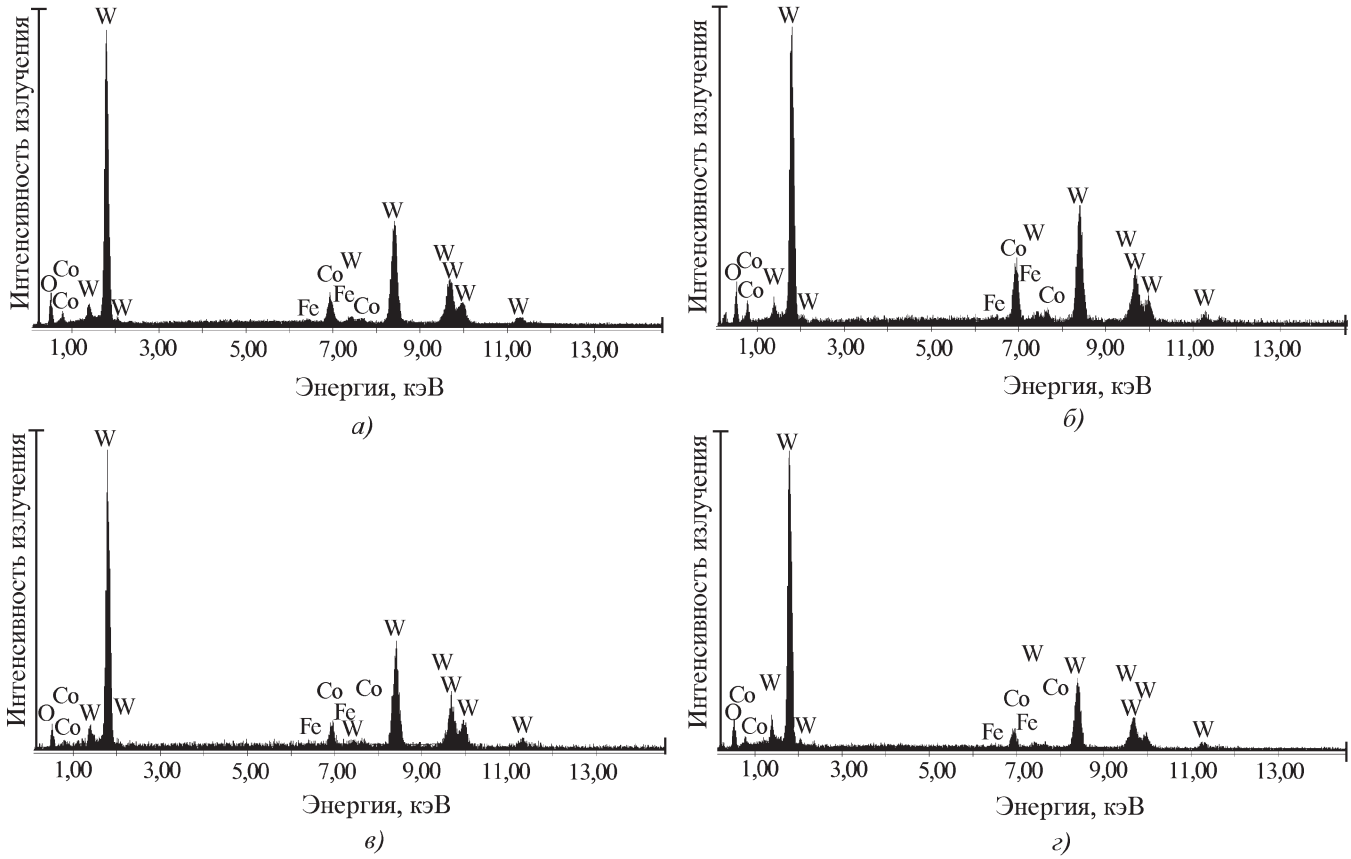


Рис. 2. Рентгенограммы порошка ВК8 в точках:
а – 1; *б – 2*; *в – 3*; *г – 4*

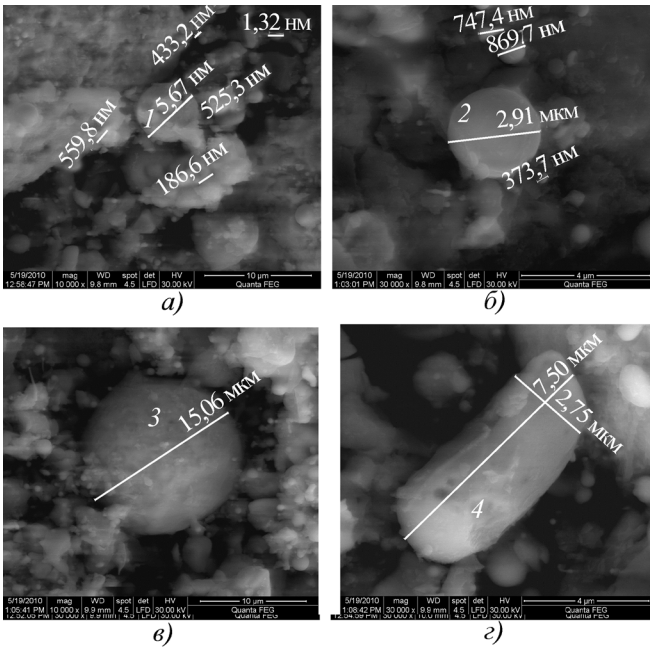


Рис. 3. Точки проведения рентгеноспектрального микроанализа порошка Т15К6

но, так как вносит основной вклад в увеличение уровня фона и не может быть исключено.

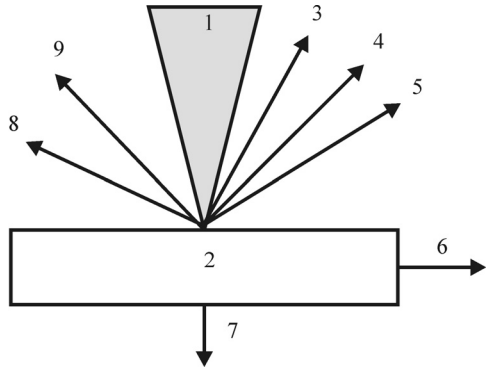


Рис. 5. Взаимодействие электронного луча с объектом:
1 – электронный луч; *2* – объект; *3* – отраженные электроны; *4* – вторичные электроны; *5* – Оже-электроны; *6* – ток поглощенных электронов; *7* – прошедшие электроны; *8* – катодолюминесцентное излучение; *9* – рентгеновское излучение

При проникновении первичных электронов в образец они тормозятся не только электрическим полем атомов, но и непосредственным столкновением с электронами атомов материала. В результате этого первичные электроны могут выбивать электроны с внутренних *K*-, *L*- или *M*-оболочек, оставляя атом образца в энергетически возбужденном состоянии.

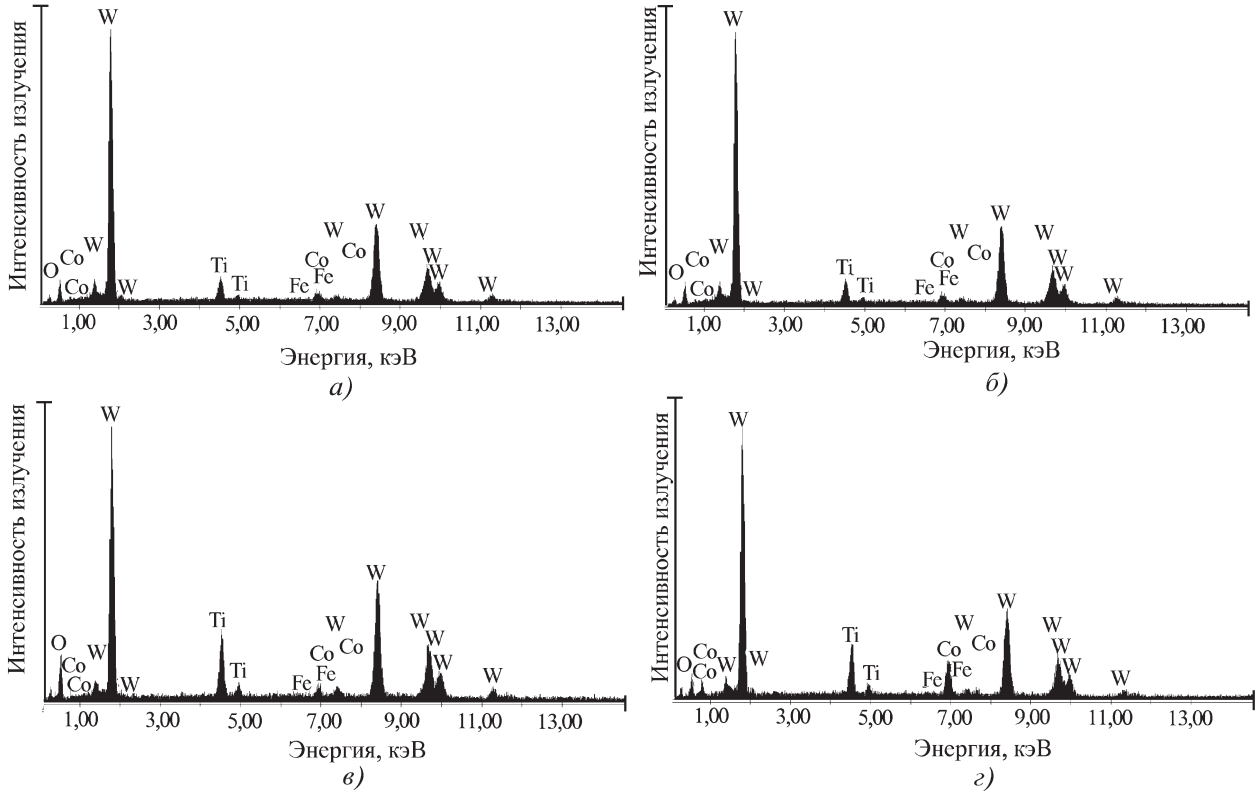


Рис. 4. Рентгенограммы порошка Т15К6 в точках:
а – 1; *б – 2*; *в – 3*; *г – 4*

Результаты РСМА порошков

Порошок	Точка	Содержание элемента, %				
		O	Ti	Fe	Co	W
ВК8	*1*	10,93/55,10	–	0,51/0,73	5,73/7,84	82,83/36,32
	2	10,48/51,66		0,57/0,81	10,33/13,82	78,61/33,71
	3	8,06/47,04		0,88/1,48	4,85/7,69	86,21/43,79
	4	14,17/62,40		0,69/0,87	5,05/6,03	80,10/30,70
Т15К6	*1*	10,70/51,29	4,24/6,86	0,37/0,51	2,04/2,68	80,75/34,01
	2	19,75/63,04	14,43/15,39	–	2,32/2,01	61,84/17,18
	3	14,18/57,66	7,48/10,16	0,45/0,53	2,00/2,21	74,13/26,23
	4	9,79/45,15	8,18/12,59	0,37/0,48	7,07/8,85	72,82/29,22

Примечание. В числителе приведены массовые доли, в знаменателе – атомарные.

Образующиеся вакансии заполняются переходами электронов с более высоких энергетических уровней. Атом переходит в основное состояние, избыточная энергия выделяется в виде кванта рентгеновского излучения.

Поскольку энергия возникающего кванта зависит только от энергии участвующих в процессе электронных уровней, а они являются характерными для каждого элемента, возникает характеристическое рентгеновское излучение. Так, каждый атом имеет вполне определенное конечное число уровней, между которыми возможны переходы только определенного типа, характеристическое рентгеновское излучение дает дискретный линейчатый спектр.

РСМА не удается определить в составе сплава легкие элементы с порядковым номером меньше четырех. Возникают такие трудности и с выявлением элементов, когда на линии *K*-серии одного элемента накладываются линии *L*- или *M*-серии другого элемента.

Важной характеристикой РСМА является его локальность, т.е. объем вещества, в котором возбуждается характеристическое рентгеновское излучение. Он определяется, в первую очередь, диаметром электронного зонда на образце и зависит от ускоряющего напряжения и химического состава материала.

Анализ распределения элементов может быть выполнен в качественном, полуколичественном и количественном виде. Качественный анализ определяет тип элементов, входящих в состав исследуемого участка образца. Если образец имеет несколько фаз (участков), химический состав которых неизвестен, то выполняется качественный анализ каждой фазы. Качественный анализ обычно используют для определения характера распределения элементов по площади шлифа.

После качественного анализа часто проводят количественный анализ в отдельно выбранных точках, по полученным данным программное обеспечение позволяет определить тип фазы, исходя из ее химического состава.

Полуколичественный анализ реализуется, если требуется определить распределение элементов вдоль линий (линейный анализ). Линейный анализ выполняется методом шагового сканирования, т.е. путем последовательного проведения анализа в отдельных точках. Таким образом, осуществляется количественное определение концентрации элементов с заданной точностью.

Точкам *1–4* (см. рис. 1, 3) соответствуют спектры характеристического рентгеновского излучения порошков соответственно ВК8 и Т15К. На спектре (см. рис. 2, 4) каждому химическому элементу соответствует пик определенной высоты.

В таблице приведены результаты исследования РСМА порошков ВК8 и Т15К, полученных ЭЭД.

Заключение

Таким образом, порошки ВК8 и Т15К6, полученные методом ЭЭД из отходов твердых сплавов, на поверхности содержат кобальт, находящийся в их составе, т.е. плакированы кобальтом, что подтверждает ранее полученные результаты при диспергировании сплавов группы ВК. Это объясняется существенной разницей в температурах плавления тугоплавких карбидов (WC, TiC) и легкоплавкого Co.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Агеев Е.В., Семенихин Б.А.** Выбор метода получения порошковых материалов из отходов спеченных твердых сплавов // Известия Самарского научного центра РАН. Спец. вып.: Актуальные проблемы машиностроения. 2009. С. 12–15.

2. **Агеев Е.В., Сальков М.Е.** Особенности технологии получения порошковых наплавочных материалов методом электроэрозионного диспергирования отходов твердых сплавов для наплавки шеек коленчатых валов // Технология металлов. 2008. № 5. С. 34–37.

УДК 621.762:621.7.029

Н.К. Гальченко, В.П. Самарцев, С.И. Белюк
(Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, г. Томск)
В.Г. Гальченко *(Томский политехнический университет)*
E-mail: EliomBSI@mail.ru

Перспективы применения нитридо-плазменной технологии в металлургии при создании композиционных металлокерамических покрытий

Представлены результаты исследований структур и свойств металлокерамических покрытий в системах Al_2O_3–Cr_xN_y, Al_2O_3–Mo_2N, полученных методом плазменного напыления на стальные подложки. Показано, что в процессе напыления формируются градиентные структуры покрытий. Определены оптимальные составы покрытий, которым соответствуют максимальные значения микротвердости и износостойкости. Установлено, что наименьшим коэффициентом трения при износе в паре трения с контртелом из стали ШХ15 обладает покрытие Al_2O_3–30 % мас. Cr_2N.

Ключевые слова: *электронно-лучевая наплавка, композиционные покрытия.*

The results of research in the structure and properties of cermet coatings in the Al_2O_3–Cr_xN_y and Al_2O_3–Mo_2N systems obtained by plasma spraying of steel substrates are presented. It is shown that during the deposition, gradient structures are formed in the coatings. The optimum coating compositions that ensure maximum microhardness and wear resistance were determined. It is found that the Al_2O_3–30 % wt. Cr_2N coating displays the lowest friction coefficient in wear in a friction pair with ШХ15 steel.

Keywords: *electron-beam facing, composite coatings.*

Введение

В области упрочнения и восстановления деталей актуальной задачей является создание на их поверхности защитных покрытий с широким диапазоном свойств, способных надежно работать в условиях высоких скоростей трения и нагрузок, повышенных температур и агрессивных сред. Одним из наиболее перспективных методов нанесения покрытий, получивших широкое применение, является плазменное напыление.

Существующая проблема данной технологии – низкая адгезионная прочность и повышенная пористость покрытий – может быть решена внесением дополнительного источника тепла (помимо термического воздействия плазменной струи), способствующего увеличению степени нагрева напыляемых частиц и формированию более плотных и прочно сцепленных с основой покрытий.

Особый интерес для получения защитных покрытий представляет система Al_2O_3–Me_xN_y (Me_xN_y – нитриды металлов VI–VIII групп). Экспериментально установлено, что при введении в плазменную струю нитридов последние разлагаются с высокой скоростью с выделением тепла рекомбинации атомов азота в молекулу, а также тепла химических реакций между компонентами смеси в плазменной струе. Энергия связи атомов азота в молекуле при этом составляет 112,9 ккал/моль [1]. Данные факторы увеличивают теплосодержание двухфазного плазменного потока с учетом затрат энергии на разложение нитридов.

Таким образом, совмещение высокотемпературного процесса напыления плазменных покрытий с целевыми химическими превращениями можно рассматривать как один из методов получения новых металлокерамических материалов покрытий с высоким уровнем свойств.

Материалы и методика эксперимента

Для плазменного напыления использовали смесь порошков исходных компонентов дисперсностью менее 40 мкм, которую гранулировали гидростатическим прессованием с последующим дроблением и выделением фракции 65...80 мкм. Режимы напыления: $U = 40$ В; $I = 400$ А; расход порошка – 60 г/мин; дистанция напыления – 100...120 мм; оборудование – плазменная установка УПУ-8М и плазматрон ПП-25. Ввод порошка осуществляли под срез сопла плазматрона.

Покрытия наносили на стальные подложки с промежуточным подслоем из сплава Н85Ю15; плазмообразующим газом служила смесь Ar + N_2; расход плазмообразующего газа – 2 м^3/ч.

Исследование адгезионной прочности проводили методом царапанья по границе раздела между покры-

тием и подложкой на приборе Micro Scratch Tester полусферическим алмазным индентером (R = 20 мкм) со скоростью перемещения 3,912 мм/мин при изменяющейся во времени нагрузке от 0 до 7 Н; длина рабочего хода составляла 4 мм.

Трибологические свойства покрытий изучали при комнатной температуре на машине трения по схеме "неподвижный индентор из стали ШХ15 – вращающийся диск" при скорости вращения v = 8 см/с и нагрузке P = 5,88 Н.

Результаты эксперимента и их обсуждение

Представлены сравнительные результаты исследования структур и свойств плазменных покрытий систем Al_2O_3–CrN; Al_2O_3–Cr_2N; Al_2O_3–Mo_2N, полученных по нитридо-плазменной технологии. Пределы содержания компонентов и технологические параметры напыления определяли экспериментально исходя из качества покрытий, достижения максимальных значений твердости и износостойкости. Толщина покрытий составляла ≤ 700 мкм.

Предварительно с использованием программного комплекса Астра-4 для всех составов покрытий были проведены расчеты теплот образования нитридов для диапазона температур T = 20...1000 °С. Поскольку Al_2O_3 в плазменной струе устойчив, то при совместном его введении с нитридами металлов VI группы учитывали только теплоты разложения нитридов. Расчеты показали, что тепловой эффект повышается пропорционально массовой доле нитридов, находящихся в составе напыляемого порошка, и по мере увеличения температуры слабо уменьшается.

Из табл. 1, в которой в качестве примера приведены сравнительные результаты тепловых эффектов разложения нитридов хрома и молибдена, рассчитанных для комнатной температуры, видно, что наибольшее количество тепла характерно для образования CrN, наименьшее – для Mo_2N.

Известно, что скорость выделения азота при разложении нитридов зависит от скорости трех последовательных процессов:

1) диффузии атомов азота через решетку к пустотам или свободной поверхности;

Таблица 1

Тепловые эффекты образования нитридов (–ΔH) при температуре 25 °С

Me_mN_n, % мас.	0,05	0,15	0,3	0,5	0,7
(–ΔH) CrN	88,63	265,89	531,78	886,3	1240,82
(–ΔH) Cr_2N	53,39	160,17	320,34	533,9	747,46
(–ΔH) Mo_2N	19,67	59,01	118,02	196,7	275,38

2) объединения атомов азота в молекулы, адсорбированные на внутренних или внешних поверхностях;

3) десорбции образовавшихся молекул.

Лимитирующей стадией, определяющей общую скорость выделения, является второй процесс: он протекает гораздо медленнее, чем диффузия и десорбция. В плазменной струе рекомбинация атомов азота разложившихся нитридов идет с высокой скоростью, что позволяет при напылении значительно увеличить теплосодержание двухфазного плазменного потока по реакции

$$Me_mO_n + Me_mN_n \rightarrow Me_mO_n + $$
$$+ mMe + \frac{n}{2}(N^{\cdot} + N^{\cdot})\uparrow \rightarrow \frac{n}{2}N_n\uparrow,$$

где Me_mO_n – оксид металла;

Me_mN_n – нитриды металлов VI–VIII групп;

Me – металл.

На примере реакции γ-Al_2O_3 + 2CrN → α-Al_2O_3 + + 2Cr, с учетом тепла рекомбинации $(N^{\cdot}+N^{\cdot})\uparrow$ и затрат энергии на разложение нитридов хрома, получаем тепловой эффект реакции (–ΔH), равный 3122,2 кДж/кг.

Для систем: CrN (30 % мас.) – Al_2O_3 (70 % мас.) – – ΔH_{298} = 1660,15 кДж/кг;

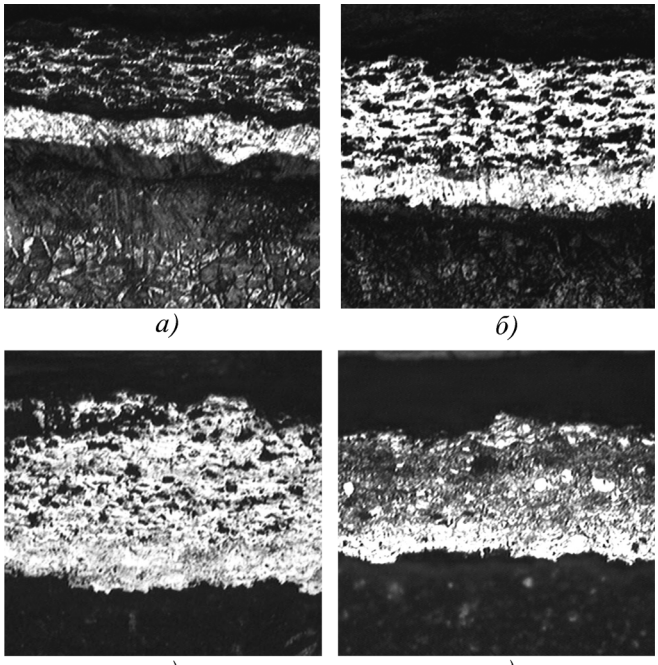
Cr_2N (30 % мас.) – Al_2O_3 (70 % мас.) –ΔH_{298} = = 947,9 кДж/кг;

Mo_2N (30 % мас.) – Al_2O_3 (70 % мас.) –ΔH_{298} = = 665,6 кДж/кг;

W_2N (30 % мас.) – Al_2O_3 (70 % мас.) –ΔH_{298} = = 271,4 кДж/кг.

Проведенные металлографические исследования выявили общие закономерности в формировании структур напыленных покрытий для всех исследуемых в работе составов. Так, после напыления порошков с 5...15 % мас. нитридов хрома и молибдена (остальное Al_2O_3) в покрытиях на границах раздела с подложками наблюдались цепочки пор. Это могло быть обусловлено возникновением в контактных зонах остаточных напряжений из-за скачкообразного изменения объема при затвердевании частиц и значительного температурного градиента между материалами подложек и покрытий, имеющих различия в свойствах и теплофизических характеристиках.

Сами покрытия имели слоистые структуры с участками, содержащими многочисленные дефекты в виде трещин, расслоений и неплотностей. Как показано в [2], такие структуры обычно формируются из маловязких частиц Al_2O_3, имеющих достаточную для их деформации при ударе о подложку скорость, и определяются условиями теплоотвода: чем выше скорость отвода в подложку, тем более слоистые структуры у покрытий.



а) *б)* *в)* *г)*

Рис. 1. Микроструктуры (×200) плазменных покрытий системы Al_2O_3–CrN в зависимости от содержания нитридов хрома CrN в напыляемом порошке, % мас.:
а – 5; *б* – 15; *в* – 30; *г* – 70

С увеличением содержания нитридов в исходных смесях с 15 до 30 % мас. покрытия приобретают смешанную структуру: слоистые участки чередуются с зернистыми. У покрытий с 70 % мас. нитридов CrN, Cr_2N, Mo_2N – структура преимущественно зернистая. Следует отметить, что покрытия всех составов, содержащие свыше 30 % мас. нитридов, становятся практически беспористыми (не более 1 %).

На рис. 1 в качестве примера представлены микроструктуры покрытия, напыленного порошком Al_2O_3–CrN с различным содержанием нитрида хрома.

Согласно данным рентгенофазового и *микрорентгеноспектрального* (МРСА) анализов, основными фазами в покрытиях систем Al_2O_3–CrN и Al_2O_3–Cr_2N являются оксид алюминия, хром, шпинели $NiAl_2O_4$, $NiCr_2O_4$ и в небольших количествах фазы Cr_2N, Ni_3Al, NiAl. В покрытиях Al_2O_3–Mo_2N дополнительно присутствуют фазы Mo, $Ni_2Mo_3O_8$. Наличие в структуре покрытий алюминия, никеля и шпинелей, вероятно, является результатом частичной диссоциации оксидов алюминия и взаимодействия в процессе напыления через расплав элементов материала подслоя Н85Ю15 и покрытия.

Рентгеноструктурные исследования показали, что с повышением содержания нитридов в напыляемом порошке свыше 30 % мас. в покрытиях происходит изменение фазового состава. Это выражается в появлении на дифрактограммах наряду с γ-Al_2O_3 рефлексов, соответствующих α-Al_2O_3.

Известно, что фазовый переход из γ-Al_2O_3 в α-Al_2O_3 сопровождается дополнительным выделением тепла (33,5 кДж/моль), увеличением плотности с 3,65 (γ-Al_2O_3) до 4 г/см^3 (α-Al_2O_3) [2]. Эти факторы, а также увеличение доли металлической составляющей в результате диссоциации нитридов при напылении, вероятно, способствовали повышению плотности структур, особенно в покрытиях, сформированных с участием нитрида CrN.

Послойный анализ структур, проведенный как во вторичных электронах, так и в характеристических AlK_α-излучениях, показал, что в покрытиях с 30 и 70 % мас. CrN с середины слоя формируются градиентные структуры, в которых частицы Al_2O_3 в металлической связке распределены с переменной объемной плотностью.

Неоднородность сформированных в процессе напыления структур подтверждает скачкообразное изменение микротвердости, измеренной по толщине покрытий от подложек к их поверхностям, где максимальные значения твердости, вероятно, приходятся на участки с максимальной концентрацией оксидных частиц (рис. 2). В то же время анализ показал, что в покрытиях с Cr_2N и Mo_2N частицы Al_2O_3 концентрируются в основном в приповерхностных участках.

Известно, что среди факторов, влияющих на прочность сцепления с основой, определяющую роль играют диффузионные процессы, развивающиеся между компонентами материала покрытия и подложки. В связи с этим в работе методами металлографического и МРСА было проведено исследование распределения легирующих элементов в покрытиях от границ раздела к их поверхностям. Линией раздела являлась сталь, легированная на разную глубину никелем, алюминием, хромом (молибденом), в сумме не более 3 % мас.

На рис. 3 представлена структура покрытия Al_2O_3 – 30 % мас. CrN с концентрационными кривыми распределения легирующих элементов, которые хорошо иллюстрируют зону взаимодействия Cr, Al, Ni с подложкой из стали Ст3. Аналогичная картина взаимодействия выявлена и на контактных границах с подложками у покрытий с Mo_2N и Cr_2N. Отличие состоит в протяженности диффузионных зон в глубь подложек.

Результаты испытания на адгезионную прочность показали, что наибольшую устойчивость к отслоениям имеют покрытия с наиболее протяженной диффузионной зоной. Было установлено, что самыми устойчивыми к отслоению являются покрытия системы Al_2O_3–CrN (30, 70 % мас. CrN), у которых ширина

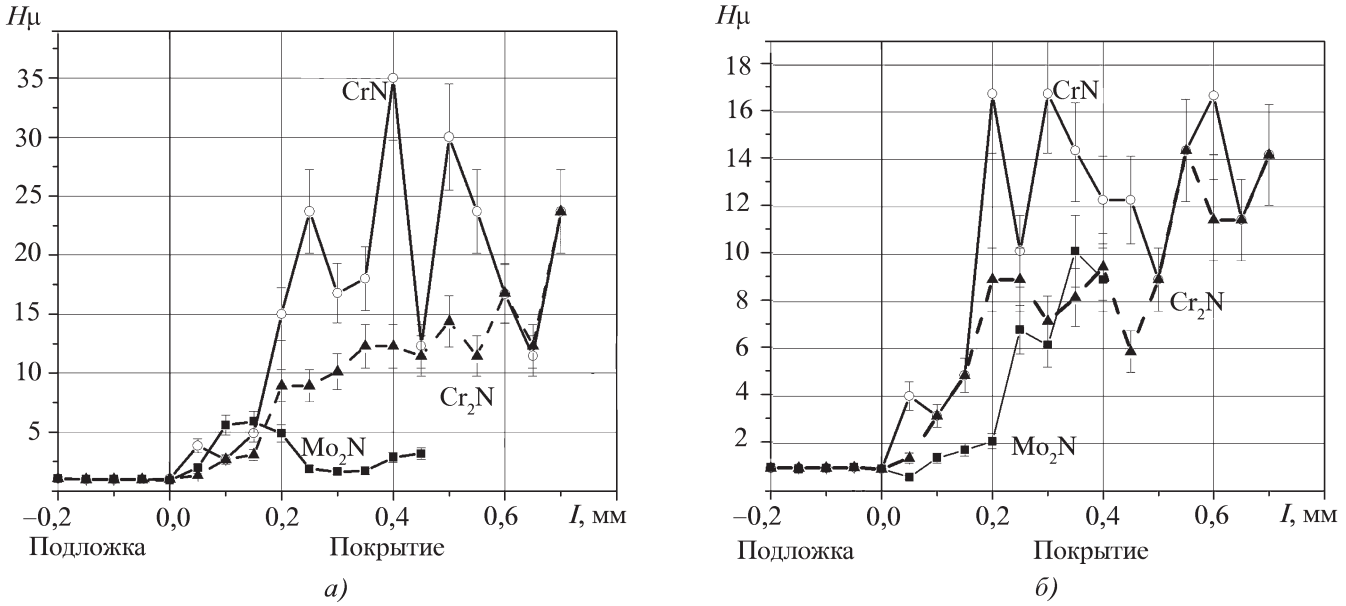


Рис. 2. Изменение микротвердости H_μ (ГПа) по глубине напыленных покрытий Al_2O_3–Me_xN_y с 30 (*а*) и с 70 % мас. (*б*) нитридов CrN, Cr_2N, Mo_2N

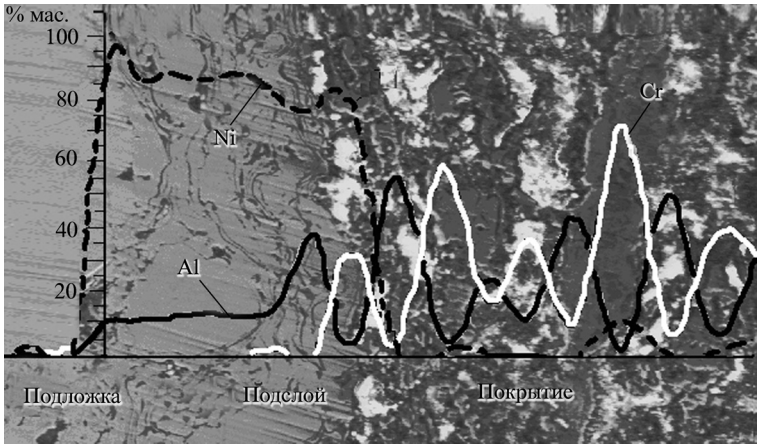


Рис. 3. Распределение хрома, алюминия, никеля в поперечном сечении системы подложка Ст3–покрытие Al_2O_3–30 % мас. CrN

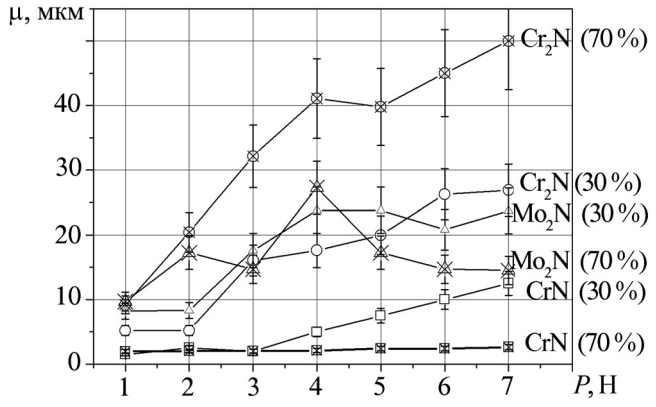


Рис. 4. Зависимость глубины μ проникновения индентора на границах раздела подложка–покрытие от нагрузки и состава (на графике указаны массовые доли нитридов в напыляемых порошках систем Al_2O_3–Me_xN_y)

диффузионных зон в подложках составляла не менее 15...25 мкм, тогда как в покрытиях с Cr_2N и Mo_2N, подверженных отслоению, – не более 5...10 мкм.

Полученные экспериментальные данные о возрастании адгезионной прочности покрытий с увеличением массовой доли нитридов в напыляемом порошке хорошо согласуются с результатами измерения глубины проникновения индентора на границах раздела подложка–покрытие в зависимости от нагрузки и состава (рис. 4).

Таким образом, исследованные покрытия в порядке возрастания устойчивости к отслоению можно расположить в следующий ряд:

Al_2O_3–Cr_2N; Al_2O_3–Mo_2N; Al_2O_3–CrN.

Сравнительные результаты трибологических испытаний также показали, что наилучшим комплексом свойств обладают покрытия системы Al_2O_3–CrN (табл. 2). Установлено, что покрытия с 30 % мас. CrN характеризуются меньшим участком приработки, самыми низкими из исследуемых в работе составов значениями интенсивности изнашивания (I_h = 0,14 мкм/км) и коэффициента трения ($f_{тр}$ = 0,28).

Таблица 2

Результаты испытаний на трение плазменных покрытий

Параметр износа	Состав покрытия					
	Al_2O_3 + 30 % CrN	Al_2O_3 + + 70 % CrN	Al_2O_3 + + 30 % Cr_2N	Al_2O_3 + + 70 % Cr_2N	Al_2O_3 + + 30 % Mo_2N	Al_2O_3 + + 70 % Mo_2N
Интенсивность изнашивания I_h, мкм/км:						
– покрытия	0,1499	0,2647	0,4397	2,926	1,082	0,5599
– контртела	0,02565	0,01718	0,04599	0,06807	0,05698	0,03263
Коэффициент трения покрытия $f_{тр}$	0,289	0,478	0,479	0,646	0,565	0,485
Погрешность	0,037	0,028	0,022	0,080	0,044	0,049

Повышенные триботехнические характеристики данных покрытий могут быть обусловлены их наибольшей твердостью, минимальной пористостью, а также присутствием в контактной зоне шпинелей $NiCr_2O_4$, $NiAl_2O_4$, играющих роль смазки, и, вероятно, обеспечивающих покрытиям наименьший линейный износ.

Заключение

Полученные результаты исследований, проведенных в широком диапазоне изменений концентраций исходных компонентов в напыляемой шихте, позволили определить наиболее перспективные композиции покрытий и оптимизировать их составы.

Установлено, что покрытия системы Al_2O_3–CrN обладают наибольшей износостойкостью и устойчивостью к отслоению при воздействии внешних нагрузок. Последнее может быть обусловлено максимальным вкладом тепловой энергии рекомбинации атомов азота нитридов CrN в увеличение теплосодержания плазменного потока; повышением исходной температуры напыляемого порошка и подложки и, соответственно, времени взаимодействия с ней расплавленных частиц; снижением скорости кристаллизации покрытий и созданием более благоприятных условий для развития диффузионных процессов, способствующих релаксации остаточных напряжений на границах раздела подложка–покрытие.

По разработанной технологии в условиях ОАО "Северсталь" (г. Череповец) и ОАО "ЗСМК" (г. Новокузнецк) на кислородные фурмы и штанги (стальные трубы диаметром 400 мм, длиной 7 м) были нанесены упрочняющие покрытия системы Al_2O_3 + + 30 % CrN. Упрочненные детали прошли натурные испытания, показавшие 7-кратное увеличение срока службы.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Пат. № 2 200 208.** Способ нанесения плазменного покрытия / Самарцев В.П., Панин В.Е., Заборовский В.М. и др. 2001.

2. **Газотермическая** обработка керамических оксидов / Под ред. О.В. Романа. Минск: Наука и техника, 1988. 223 с.

УДК 621.785.5:621.9.048.7:536.424.1:669.017:539.538

С.Ю. Кондратьев *(Санкт-Петербургский государственный политехнический университет),*
В.О. Попов *(ФГУП ЦНИИ КМ "Прометей", г. Санкт-Петербург)*
E-mail: z1dehy97@mail.wplus.net

Получение износостойкого квазинаноструктурного поверхностного слоя в сталях и цветных сплавах лазерной обработкой

Показана возможность получения в поверхностном слое сталей и цветных сплавов ультрамелкозернистой квазинанокристаллической структуры с диаметром зерна менее 1 мкм за счет лазерной закалки с оплавлением поверхности и лазерного модифицирования. Определено влияние технологических параметров лазерной обработки на структурные изменения в металлических материалах и глубину формирующегося квазинаноструктурного поверхностного слоя. Установлено, что получение квазинанокристаллической структуры в поверхностном слое приводит к повышению износостойкости сталей и сплавов при трении в несколько раз.

Ключевые слова: *стали и цветные сплавы, лазерная обработка, микроструктура, упрочнение поверхностного слоя, износостойкость при трении.*

It is shown the possibility of obtaining a quasi-nanocrystal ultrafine grain structure with a diameter of grain of less than 1 micron in surface layer of steels and nonferrous alloys by laser tempering with the surface melting and laser modify. The effect of the technological parameters of laser treatment on the structural changes in metallic materials and the depth of the formed quasi-nanostructural surface layer were determined. It was found, that obtaining a quasi-nanocrystal structure in the surface layer increases the wear resistance of steels and alloys in friction in several times.

Keywords: *steels and nonferrous alloys, laser processing, microstructure, hardening of the surface layer, the wear resistance during sliding.*

Усложнение условий эксплуатации и повышение производительности промышленного оборудования предъявляют новые требования к работоспособности деталей машин и элементов конструкций. Во многих случаях эксплуатационная надежность и долговечность деталей определяются механическими и триботехническими характеристиками используемых для их изготовления сталей и сплавов.

Одним из наиболее эффективных технологических способов решения проблемы повышения износостойкости металлических материалов является применение лазерной обработки с оплавлением поверхности, обеспечивающей формирование в поверхностном слое мелкодисперсной высокодефектной нестабильной структуры, обладающей уникальным сочетанием механических, физических и химических свойств [1–3].

Наиболее существенным фактором, влияющим на структуру поверхностного слоя сталей и сплавов при лазерной обработке, является скорость охлаждения [3–7]. При увеличении скорости охлаждения в интервале $10^2...10^6$ К/с в структуре происходит непрерывное уменьшение размеров зерен, обусловленное увеличением числа центров кристаллизации с повышением степени переохлаждения. При охлаждении со скоростью более 10^6 К/с в поверхностном слое формируется ультрамелкодисперсная *квазинанокристаллическая* (КНК) структура, являющаяся промежуточной между микрокристаллической и аморфной.

На рентгенограмме таких материалов практически отсутствуют следы кристаллической структуры, но металлографический анализ выявляет кристаллиты размером менее 1 мкм. Образование КНК-структуры в поверхностном слое сталей и сплавов должно эффективно изменять их свойства, однако подобные исследования практически отсутствуют.

В связи с этим **целью данной работы** являлось изучение возможности применения лазерной обработки для получения КНК-структуры в поверхностном слое сталей и сплавов и исследование свойств таких материалов.

Методика проведения исследований

Исследовали сталь 40Х и бронзу БрА9Ж4Н4Мц1. Лазерную обработку проводили на отечественных технологических установках ТЛ-5, МТЛ-4, "Спектрофизикс" (мод. 973) мощностью q = 0,5...10,0 кВт при диаметре пятна D = 0,5... 6,0 мм и скорости обработки v = = 0,001...10 м/с. Использовали образцы в виде плоских пластин толщиной 2...15 мм, для обработки которых была разработана оснастка, представляющая собой шестигранник с кассетным устройством крепления образцов.

Металлографические исследования проводили с помощью микроскопа Neophot-21 при увеличениях 50...1000. Для выявления микроструктуры стали

применяли травление 10%-ным раствором HNO_3 в этиловом спирте, бронзы – травление смесью 3%-ным FeCl в 10%-ной HCl. Рентгеноструктурный анализ выполняли на дифрактометре ДРОН-УМ2 в фильтрованном CuK_α-излучении.

Микротвердость измеряли на приборе ПМТ-3 при нагрузках 0,19; 0,49 и 0,98 Н по ГОСТ 9450–84 на поперечных шлифах. Механические свойства поверхностного слоя плоских образцов после лазерной обработки определяли при испытании на чистый четырехточечный изгиб при ступенчатом увеличении изгибающего момента с построением истинных диаграмм деформирования растягиваемой и сжимаемой частей образца по методике Марголина–Кузнецова [8].

Определение остаточных напряжений, образовавшихся в поверхностном слое плоских образцов в результате лазерной обработки, проводили методом измерения стрелы прогиба до и после обработки. Уточнение значений остаточных напряжений осуществляли на основе сравнения истинных диаграмм растяжения и сжатия поверхностного слоя.

Износостойкость определяли на машине Шкода–Савина при трении твердосплавного ролика по исследованным материалам с использованием смазки при нагрузке 200 Н и частоте вращения ролика 700 об/мин.

Антифрикционные свойства в условиях сухого трения "металл–металл" измеряли на стенде СИТ-3 с определением износа материала и коэффициента трения.

Результаты исследований и их обсуждение

Необходимым условием для получения КНК-структуры с размером зерна меньше 1 мкм при кристаллизации расплава является значительное превышение скорости образования числа центров кристаллизации в сравнении со скоростью роста кристаллов [1, 3–7]. Это возможно при большой степени переохлаждения расплава, что определяется двумя технологическими факторами: температурой нагрева расплава и скоростью его охлаждения.

Первый из них возрастает с увеличением плотности мощности лазерного луча, второй – с увеличением скорости лазерной обработки. Учитывая, что максимальная температура жидкого металла ограничена физическими пределами его существования, эффективное увеличение степени переохлаждения при кристаллизации расплава возможно только за счет повышения скорости охлаждения.

Таким образом, необходимым условием формирования ультрамелкодисперсной КНК-структуры в поверхностном слое металла является увеличение скорости лазерной обработки до величины, обеспечивающей охлаждение расплава со скоростью не менее 10^6 К/с.

Известно [9], что мгновенная скорость охлаждения на глубине Z_0 при обработке поверхности металла мощным быстродвижущимся источником тепла определяется выражением

$$\frac{\mathrm{d}T}{\mathrm{d}t} = \frac{T}{t}\left(\frac{Z_0^2}{4at} - 1\right), \qquad (1)$$

где T – температура на глубине Z_0, К;

t – время охлаждения после пересечения источником тепла точки Z_0, с;

a – температуропроводность металла, см^2/с.

При этом максимальная температура на глубине Z_0 рассчитывается как

$$T_{\max} = \frac{2q}{(\pi e C_\gamma \mathrm{v} Z_0^2)}, \qquad (2)$$

где q – интенсивность источника тепла, Вт;

C_γ – объемная теплоемкость металла, Дж/см^3·К;

v – скорость перемещения источника тепла, см/с.

Учитывая экспоненциальный характер изменения температуры во времени в процессе охлаждения расплавленного при лазерной обработке металла, можно рассчитать время охлаждения на глубине Z_0 от максимальной до комнатной температуры

$$t_{\Delta T} = \frac{3Z_0^2}{4a}. \qquad (3)$$

Подставляя в выражение (1) $T = T_{\max}$ и $t = t_{\Delta T}$, можно приближенно оценить среднюю скорость охлаждения в интервале температур $\Delta T = T_{\max} - T_{\text{комн}}$

$$\frac{\mathrm{d}T}{\mathrm{d}t_{\Delta T}} \cong -\frac{8aT_{\max}}{3Z_0^2}. \qquad (4)$$

По соотношению (4) были рассчитаны скорости охлаждения металла на разной глубине от поверхности при лазерной обработке с оплавлением для стали 40Х и бронзы БрА9Ж4Н4Мц1 при мощности источника 2,5 кВт, диаметре пятна 3,5 мм и различной скорости лазерной обработки. Полученные значения приведены в табл. 1.

Видно, что для обоих материалов лазерная обработка со скоростью больше 0,1 м/с обеспечивает охлаждение расплавленного металла со скоростью выше 10^6 К/с на глубине до 100 мкм. Эти условия должны быть достаточными для формирования в поверхностном слое исследованных материалов КНК-структуры.

Таблица 1

Расчетные значения скорости охлаждения металла на разной глубине от поверхности при различных скоростях лазерной закалки с оплавлением

Материал	Расстояние от поверхности в глубь металла Z_0, мкм	Скорость лазерной обработки v, м/с	Скорость охлаждения металла $dT/dt_{\Delta T}$ на глубине Z_0, К/с
Сталь 40Х	10	0,1	$2{,}04 \cdot 10^9$
		1,0	
	100	0,1	$2{,}04 \cdot 10^8$
		1,0	$2{,}04 \cdot 10^7$
Бронза БрА9Ж4Н4Мц1	10	0,1	$343{,}00 \cdot 10^9$
		1,0	
	100	0,1	$343{,}00 \cdot 10^8$
		1,0	$343{,}00 \cdot 10^7$

На рис. 1 приведены экспериментально полученные зависимости среднего диаметра зерна от скорости лазерной обработки для стали 40Х и бронзы БрА9Ж4Н4Мц1.

Видно, что с увеличением скорости обработки от 0,001 до 10 м/с средний диаметр зерна стали 40Х в зоне оплавления уменьшается от 15...20 до 0,1...0,5 мкм. Из полученных результатов следует, что лазерная обработка со скоростью выше 0,1 м/с позволяет получить в стали структуру с диаметром зерна менее 1 мкм.

Дисперсность структуры бронзы БрА9Ж4Н4Мц1 значительно выше в сравнении со сталью 40Х при одинаковых параметрах лазерной обработки (см. рис. 1). Это объясняется более высокой теплопроводностью бронзы и, соответственно, более высокой скоростью охлаждения расплава (см. табл. 1).

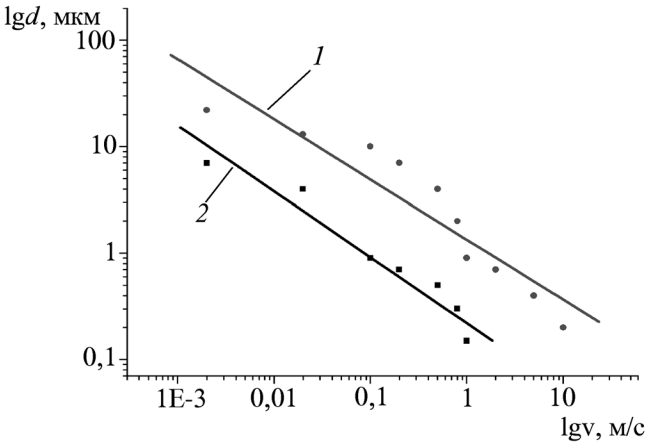


Рис. 1. Зависимость среднего диаметра зерна *d* от скорости лазерной закалки v (мощность излучения 2,5 кВт; диаметр пятна 3,5 мм) для стали 40Х (*1*) и бронзы БрА9Ж4Н4Мц1 (*2*)

Увеличение скорости обработки от 0,001 до ~ 1 м/с уменьшает диаметр зерна бронзы от 5...8 до 0,06...0,08 мкм. При этом характер структуры также значительно изменяется. Так, при скорости обработки 0,02 м/с наблюдается ориентированная вдоль направления теплоотвода структура с размером зерна 3...5 мкм (рис. 2, *а*). Обработка со скоростью 0,1 м/с приводит к формированию более равноосной структуры с размером зерна менее 1 мкм (рис. 2, *б*). При скорости обработки более 1 м/с структура зоны оплавления в оптическом микроскопе при увеличении на 1000 не выявляется (рис. 2, *в*).

а) *б)* *в)*

Рис. 2. Микроструктура бронзы БрА9Ж4Н4Мц1 после лазерной закалки с оплавлением поверхности (мощность излучения 2,5 кВт; диаметр пятна 3,5 мм) со скоростью обработки, м/с:
а – 0,02 (×400); *б* – 0,1 (×1000); *в* – 2,0 (×1000)

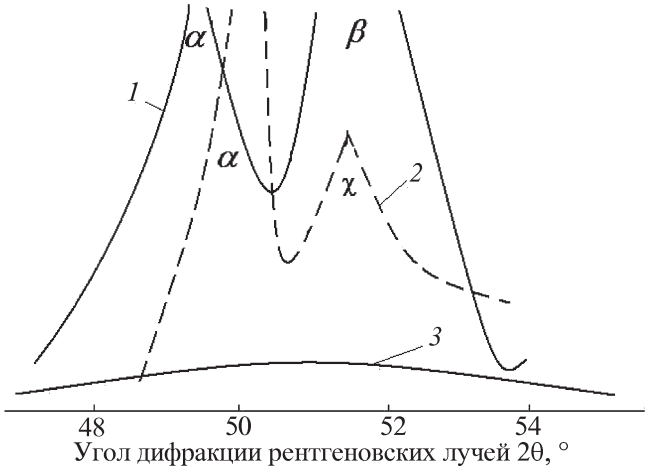


Рис. 3. Дифрактограммы бронзы БрА9Ж4Н4Мц1 в различных состояниях:

1 – отжиг (600 °С; 1 ч; охлаждение с печью); *2* – горячая деформация (750 °С; охлаждение на воздухе); *3* – лазерная закалка с оплавлением поверхности (скорость обработки 1,0 м/с; мощность излучения 2,5 кВт; диаметр пятна 3,5 мм)

Фазовый рентгеноструктурный анализ показал, что при увеличении скорости лазерной обработки происходит размытие рефлексов от кристаллографических плоскостей и при скорости более 1 м/с для БрА9Ж4Н4Мц1 наблюдается галло, т.е. материал становится рентгеноаморфным (рис. 3).

Следует отметить, что при скорости обработки 1 м/с фактическая глубина ультрамелкодисперсного КНК-слоя при мощности излучения 2,5 кВт и диаметре пятна 3,5 мм составляет в бронзе БрА9Ж4Н4Мц1 – 20...25 мкм, в стали 40Х – 30...35 мкм. Повышение мощности лазерного излучения до 5 кВт и скорости лазерной обработки до 2 м/с позволило увеличить глубину поверхностного слоя с КНК-структурой до 35...40 и 60...70 мкм в бронзе и стали соответственно. Большее повышение мощности излучения и скорости обработки оказалось нецелесообразным, поскольку привело к образованию на поверхности металла нестабильного неоднородного аморфного слоя (рис. 4).

Более эффективным для увеличения глубины поверхностного слоя с КНК-структурой явилось использование модифицирующих добавок при лазерной закалке с оплавлением. Для стали в качестве модификатора использовали порошок следующего состава: Fe–40 % Ni–5 % Si–1,5 % B–0,6 % P, для бронзы – порошок Zr.

Исследование структуры материалов после лазерного переплава поверхности с использованием модифицирующих добавок показало, что глубина образующегося слоя с КНК-структурой увеличивается в бронзе БрА9Ж4Н4Мц1 до 80...100 мкм, а в стали 40Х – до 150...200 мкм при скорости обработки 1 м/с, мощности излучения 2,5 кВт и диаметре пятна 3,5 мм. Увеличение глубины КНК поверхностного слоя металлических материалов при лазерном модифицировании объясняется уменьшением в 10–15 раз необходимой для формирования ультрамелкодисперсных структур скорости охлаждения в сравнении с лазерной закалкой без использования модифицирующих добавок (рис. 5).

Рис. 4. Микроструктура стали 40Х после лазерной закалки со скоростью обработки 2,5 м/с; мощностью излучения 7,0 кВт; диаметром пятна 3,5 мм (×500)

Определение микротвердости полученного в результате лазерного модифицирования поверхностного слоя с КНК-структурой стали 40Х и бронзы БрА9Ж4Н4Мц1 показало высокую эффективность такой обработки (табл. 2).

Следует, однако, отметить, что образование поверхностного слоя с КНК-структурой сопровождает-

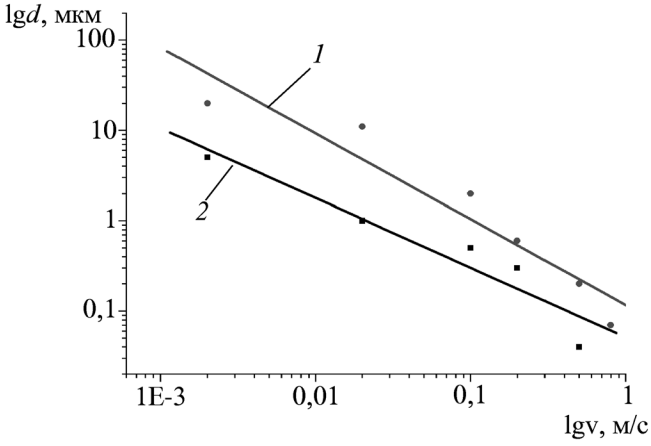


Рис. 5. Зависимость среднего диаметра зерна *d* от скорости лазерного модифицирования v (мощность излучения 2,5 кВт; диаметр пятна 3,5 мм; модификатор Fe–40 % Ni–5 % Si–1,5 % B–0,6 % P (40Х); порошок Zr (БрА9Ж4Н4Мц1)) для стали 40Х (*1*) и бронзы БрА9Ж4Н4Мц1 (*2*)

Таблица 2

Микротвердость поверхностного КНК-слоя стали 40Х и бронзы БрА9Ж4Н4Мц1 после лазерной закалки с модифицированием

Материал основы	Модифицирующая добавка	Микротвердость поверхностного КНК-слоя $H_{\mu 50}$
Сталь 40Х	Порошок Fe–40 % Ni–5 % Si–1,5 % B–0,6 % P	980...1250
Бронза БрА9Ж4Н4Мц1	Порошок Zr	560...620
Примечание. v = 0,5 м/с; q = 2,5 кВт; D = 3,5 мм		

ся возникновением в нем значительных остаточных растягивающих напряжений. Например, для стали 40Х предел прочности $\sigma_в$ = (1100 ± 50) МПа; предел текучести $\sigma_{0,2}$ = (1000 ± 50) МПа; остаточные напряжения σ = (+200 ± 50) МПа. Для снятия остаточных напряжений, отрицательно влияющих на работоспособность поверхностного слоя, необходимо проведение термообработки.

Выполненные исследования позволили рекомендовать проведение после лазерной обработки кратковременного низкотемпературного отпуска при 150...200 °С в течение 1 ч с охлаждением на воздухе. Такая термообработка снимает остаточные напряжения, но не изменяет структуру и свойства материала, в том числе в поверхностном слое.

Определение триботехнических свойств стали 40Х и бронзы БрА9Ж4Н4Мц1 показало положительное влияние формирующегося в этих материалах при лазерной обработке поверхностного слоя с КНК-структурой.

В табл. 3 приведены результаты измерения износостойкости при трении твердосплавного ролика по бронзе БрА9Ж4Н4Мц1, подвергнутой стандартной

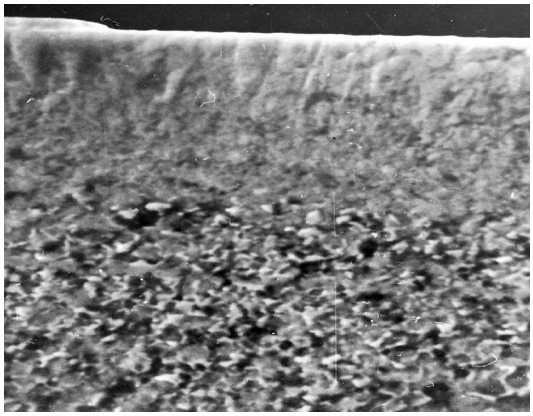


Рис. 6. Микроструктура поверхностного слоя бронзы БрА9Ж4Н4Мц1, полученного лазерной закалкой с оплавлением без использования модифицирующих добавок (v = = 0,5 м/с; q = 2,5 кВт; D = 3,5 мм), после трения о твердосплавный ролик в течение 7 мин (×500)

объемной закалке и поверхностной лазерной закалке без модифицирования и с применением порошка Zr в качестве модифицирующей добавки. Видно, что после 7 мин трения износ бронзы с упрочненным лазерной обработкой поверхностным слоем в 1,5 раза, а с использованием модифицирования цирконием – в 3,4 раза меньше в сравнении со стандартной объемной термообработкой.

Следовательно, образование КНК-структуры в поверхностном слое значительно повышает износостойкость БрА9Ж4Н4Мц1, причем наиболее эффективно при использовании модифицирующих добавок в процессе лазерной закалки из расплава. Последнее объясняется не только большей глубиной образующегося при лазерном модифицировании ультрамелкодисперсного поверхностного слоя, но и его более высокой термоустойчивостью в сравнении с лазерной закалкой.

На рис. 6 показана микроструктура после трения в течение 7 мин БрА9Ж4Н4Мц1, подвергнутой лазер-

Таблица 3

Износ поверхностного слоя бронзы БрА9Ж4Н4Мц1 в условиях трения о твердосплавный ролик

Режим обработки	Износ поверхности материала, мкм, после трения в течение, мин						
	1	2	3	4	5	6	7
Объемная закалка (850 °С; 1 ч; вода) с последующим отжигом (400 °С; 2 ч; воздух)	157	247	322	375	427	484	532
Поверхностная лазерная закалка (v = 0,5 м/с; q = 2,5 кВт; D = 3,5 мм)	62	128	157	245	289	318	346
Поверхностная лазерная закалка (v = 0,5 м/с; q = 2,5 кВт; D = 3,5 мм) с модифицированием порошком Zr	10	36	65	95	124	140	158

Таблица 4

Работоспособность в условиях сухого трения пар материалов с различным видом упрочнения поверхности

Материал пар трения	Вид упрочнения поверхности	Микротвердость $H_{\mu 50}$	Толщина упрочненного слоя, мкм	Нагрузка трения, МПа	Путь трения, км	Коэффициент трения	Износ, мкм
40Х / 40Х	Лазерная закалка с модифицированием	1200 / 1200	300	30	5	0,16...0,34	2,8
40Х / 40Х	Закалка ТВЧ	150 / 150	3000		Неработоспособна		
40Х / БрОФ 6,5–0,15	Закалка ТВЧ (40Х)	150 / 780					

Примечание. Лазерная закалка: v = 0,5 м/с; q = 2,5 кВт; D = 3,5 мм. Модифицирующая добавка – порошок Fe–40 % Ni–5 % Si–1,5 % B–0,6 % P.

ной обработке без применения модификатора. В поверхностном слое бронзы наблюдается перекристаллизация, обусловленная локальным нагревом при трении. После лазерного модифицирования с применением порошка Zr подобного эффекта не обнаруживается.

Испытания однородных пар из стали 40Х в условиях сухого трения подтвердили повышенную работоспособность материалов с КНК поверхностным слоем (табл. 4).

Установленное значительное повышение износостойкости металлических материалов при формировании в поверхностном слое КНК-структуры согласуется с предложенной ранее моделью трения, в которой микронеровность поверхности соответствует степени неоднородности структуры [10]. Для определенной микронеровности поверхности глубина распределения высоких контактных напряжений характеризуется параметром a, соотносимым с глубиной распределения максимальных контактных напряжений по формуле

$$a = 0{,}698 R_Z \sqrt[3]{\frac{Q_{\text{средн}}\,\alpha}{E}}, \qquad (5)$$

где R_Z – величина микронеровности поверхности;

$Q_{\text{средн}}$ – контурная нагрузка;

α – коэффициент кратности контакта;

E – модуль упругости.

С уменьшением степени структурной неоднородности снижается уровень напряжений в поверхностном слое материала и, следовательно, увеличивается работоспособность пары трения.

Таким образом, результаты проведенного исследования показывают, что при определенных режимах лазерной закалки, особенно с использованием модифицирующих добавок, в поверхностном слое металлических материалов можно сформировать КНК-структуру, обеспечивающую повышение износостойкости при трении в несколько раз.

Выводы

1. Лазерная обработка со скоростью выше 0,1 м/с с оплавлением поверхности позволяет получить в поверхностном слое сталей и цветных сплавов ультрамелкозернистую КНК-структуру с диаметром зерна менее 1 мкм.

2. Дисперсность структуры формирующегося поверхностного слоя бронз значительно выше в сравнении со сталями при одинаковых технологических параметрах лазерной обработки.

3. Лазерное модифицирование обеспечивает получение в сталях и цветных сплавах КНК поверхностного слоя глубиной в 4–5 раз большей в сравнении с лазерной закалкой при одинаковых скорости обработки, мощности излучения и диаметре пятна.

4. Для снятия остаточных напряжений при сохранении КНК-структуры в упрочненном поверхностном слое сталей и цветных сплавов, образующемся при лазерной обработке, необходимо проводить последующий кратковременный низкотемпературный отпуск при 150...200 °С в течение 1 ч с охлаждением на воздухе.

5. Формирование КНК-структуры в поверхностном слое сталей и цветных сплавов при лазерной закалке с оплавлением, особенно с использованием модифицирующих добавок, приводит к повышению износостойкости материалов при трении в несколько раз.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Григорьянц А.Г., Сафонов А.Н.** Основы поверхностной лазерной обработки. М.: Высшая школа, 1987. 192 с.

2. **Григорьянц А.Г., Сафонов А.Н.** Лазерная техника и технология. Методы поверхностной лазерной обработки. М.: Машиностроение, 1985. 23 с.

3. **Григорьянц А.Г., Сафонов А.Н., Басков А.Ф.** Получение металлокерамических и аморфных структур на поверхности массивных образцов с помощью непрерывного CO_2-лазера // МиТОМ. 1985. № 11. С. 17–20.

4. **Cui Chengyun.** Formation of nano-crystal and amorphous phases on the surface of stainless steel by Nd:YAG pulsed laser irradiation // Appl. Surface Sci. 2008. V. 254. № 21. P. 6779–6782.

5. **Steward J., Weels D.B.** et at. The prevention of IGSCC in sentizied steel by laser surface melting // Corrosion. 1990. V. 46. № 8. P. 618–620.

6. **Bergman H.W., Mordike B.L.** Laser and electron beam melted amorphous layers // Mater. Science. 1981. V. 16. № 4. P. 863–865.

7. **Hoonbaden E., Jost N.** Metallkunderlich aspecte des schmelzens, mischence und erstarrennsbei der laserbehandlung von Al-legientugen / harter // Tech. Mitt. 1991. Bd. 46. № 3. P. 137–144.

8. **Марголин Б.З., Кузнецов Б.А., Костылев В.И.** Экспериментально-расчетный метод определения остаточных напряжений // Судостроительная промышленность. Сварка. Серия "Материаловедение: Сварка". 1991. Вып.11. С. 17–23.

9. **Григорьянц А.Г.** Основы лазерной обработки материалов. М.: Машиностроение, 1989. 302 с.

10. **Попов В.О., Живушкин А.А., Попова И.П.** Модель и напряженное состояние приповерхностного слоя при трении // Вопросы материаловедения. 2001. № 2 (26). С. 174–177.

УДК 621.793

П.А. Тополянский, Н.А. Соснин, С.А. Ермаков, А.П. Тополянский
(Санкт-Петербургский государственный политехнический университет, НПФ "Плазмацентр")
E-mail: info@plasmacentre.ru

Исследования свойств нанопокрытия, наносимого методом финишного плазменного упрочнения

Приведены результаты исследования нанопокрытия на основе системы Si–O–C–N, наносимого безвакуумным методом финишного плазменного упрочнения. Показано, что при типичных скоростях перемещения плазменной струи 10...100 мм/с покрытие наносится слоями толщиной 30...3 нм. Скорость охлаждения наносимого покрытия составляет порядка $-10^{10}...-10^{12}$ К/с, что предопределяет его аморфное состояние. Выявлено отсутствие на дифрактограммах линий фаз, не относящихся к материалу подложки, что подтверждает рентгеноаморфность покрытия. Установлено, что физико-механические свойства (высокие твердость и упругое восстановление, низкий модуль Юнга) покрытия должны обеспечивать повышенные характеристики износостойкости изделий.

Ключевые слова: *финишное плазменное упрочнение, износостойкое нанопокрытие, рентгенофазовый анализ, наноиндентирование.*

The results of the investigation into nanocoating based on the Si–O–C–N system applied by the nonvacuum finish plasma strengthening method are stated here. It is shown that at typical plasma spray motion velocities of 10...100 mm/s the coating is applied in layers as thick as 30...3 nm. The cooling rate of the applied coating is about $-10^{10}...-10^{12}$ K/s that predetermines its amorphous state. The absence of phase lines unrelated to the substrate material in the diffractograms that confirms X-ray amorphism of the coating is revealed. Physical and mechanical properties (high hardness and elastic recovery, low modulus of elasticity) should provide enhanced performance in wear-resistance of articles with the given coating are ascertaind.

Keywords: *finish plasma strengthening, wear-resistant nanocoating, X-ray phase analysis, nanoindentation.*

Процесс *финишного плазменного упрочнения* (ФПУ) относится к новым промышленным технологиям, обеспечивающим многократное повышение долговечности инструмента, технологической оснастки и деталей машин за счет нанесения износостойкого нанопокрытия на основе системы Si–O–C–N. Данный метод реализуется при использовании безвакуумного мобильного плазменно-струйного оборудования [1].

Осаждение покрытия на подложке осуществляется только в зоне воздействия плазменной струи. Подаваемые пары́ жидкого двухкомпонентного технологического препарата "Сетол" в результате плазмохимических реакций обеспечивают формирование слоя покрытия толщиной от 3 до 30 нм в каждом цикле. При этом скорость перемещения плазменной струи составляет соответственно 100...10 мм/с.

Циклическое взаимное перемещение плазменной струи и упрочняемой поверхности определяет получение слоистой структуры покрытия и позволяет до минимума уменьшить термическое воздействие плазмы на подложку, полностью исключая разупрочняющий отпуск для всех сталей.

Интегральная температура упрочняемых деталей при нанесении покрытия не превышает 100...150 °С.

В отличие от конденсированных покрытий в вакууме, осуществляемых при PVD-процессах, в данном методе покрытие наносится только в локальной зоне касания плазменной струи подложки при промежуточном адсорбировании газов из атмосферы воздуха.

Определение толщины покрытия единичного слоя

Толщина наносимого покрытия в каждом цикле воздействия плазменной струи на подложку является важной характеристикой процесса ФПУ. Изменение толщины покрытия от времени его нанесения в точку (без перемещения плазменной струи) приведено на рис. 1 [1]. С учетом перемещения плазменной струи будет формироваться полоса покрытия, поперечное распределение толщины которой является функцией интегральной величины $F_{\text{int}}(y)$ (рис. 2, см. с. 3 обложки).

Для каждой точки хорды (см. рис. 2 с. 3 обложки) толщина покрытия $F(x)$ определяется как

$$F(x) = F_m \exp\left(-\frac{x^2 + y^2}{R_\delta^2}\right), \qquad (1)$$

где F_m – толщина покрытия в центре пятна;

x – текущая координата x при интегрировании;

R_δ – эффективный радиус распределения толщины покрытия в неподвижном пятне;

y – расстояние от оси симметрии полосы покрытия до рассматриваемой хорды.

Обозначим рассчитываемую площадь вертикального "среза" по хорде (т.е. интеграл толщины покрытия на хорде) как F_{int}, мкм^2.

Распределение интеграла толщины покрытия $F_{\text{int}}(y)$ по радиусу неподвижного пятна покрытия (см. рис. 2 с. 3 обложки):

$$F_{\text{int}}(y) = 2\int_0^a F(x)\mathrm{d}x = 2\int_0^a F_m \exp\left(-\frac{x^2 + y^2}{R_\delta^2}\right)\mathrm{d}x. \qquad (2)$$

Таким образом, в соответствии с выражением (2) интеграл толщины покрытия $F_{\text{int}}(y)$ пропорционален толщине покрытия в центре неподвижного пятна покрытия F_m

$$F_{\text{int}} \sim F_m .$$

Установлено, что толщина покрытия линейно растет до некоторого максимального значения [1]. Предельное время формирования качественного покрытия на неподвижном пятне (с линейной зависимостью от времени) обозначим как $t_{0\ \max}$.

Имея распределение интеграла толщины покрытия по радиусу неподвижного пятна $F_{\text{int}}(y)$, можно рассчитать распределение толщины покрытия $F(y)$

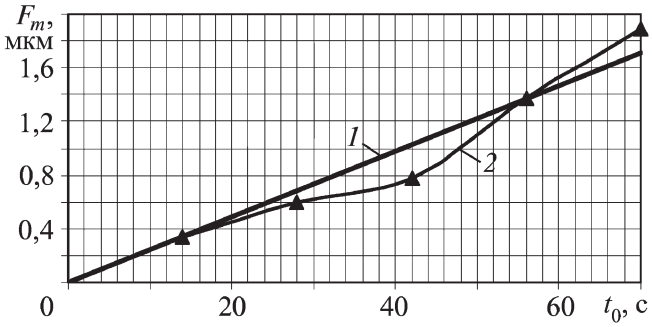


Рис. 1. Зависимости толщины покрытия от времени при его нанесении в точку (без перемещения плазменной струи) F_m = = 0,0244t_0:

1 – экспериментальная; *2* – линия тренда при линейной аппроксимации с R = 0,9364

поперек полосы, формируемой пятном, движущимся на некотором расчетном пути L.

Для неподвижного пятна толщина покрытия пропорциональна времени, т.е. $F_m \sim t$ (линейно в пределах до $t_{0\ \max}$ = 60...70 с, см. рис. 1). Можно использовать линейное уравнение связи толщины покрытия F_m со временем обработки t_0 с индексом корреляции 0,9364 (см. рис. 1):

$$F_m = 0{,}0244 t_0 . \qquad (3)$$

Интеграл толщины покрытия тоже будет пропорционален времени обработки – $F_{\text{int}} \sim t_0$, тогда толщина покрытия для полосы, формируемой подвижным пятном, F_{v} на некотором расчетном пути L за один проход (при $\text{v} \neq 0$) будет равна:

$$F_{\text{v}} = F_{\text{int}} \frac{t_{\text{v}}}{t_0}\frac{1}{L} = F_{\text{int}} \frac{t_{\text{v}}}{t_0 \text{v} t_{\text{v}}} = \frac{F_{\text{int}}}{t_0 \text{v}}, \qquad (4)$$

где t_{v} – время движения пятна покрытия на пути L;

t_0 – время действия неподвижного пятна (в экспериментах по определению F_m и R_δ) ($t_0 \le t_{0\ \max}$);

$L = \text{v}t_{\text{v}}$ – расчетная длина полосы упрочнения при нанесении покрытия;

v – скорость движения.

Как видно, время t_{v} движения пятна покрытия на пути L в числителе и знаменателе формулы (4) сокращается, следовательно, толщина покрытия на полосе упрочнения зависит только от $F_{\text{int}}(F_m, R_\delta)$, t_0 и v. С ростом скорости движения v на расчетном пути $L = \text{v}t_{\text{v}}$ уменьшается время t_{v} (при L = const), а с уменьшением скорости v растет t_{v}, но согласно исходным данным толщина покрытия линейно растет только в пределах времени $t_{0\ \max}$.

В принятой модели расчета учитывается все покрытие, распределенное по пятну максимальным радиусом R_m, следовательно, на минимальном расчетном пути $L_{\min} = 2R_m$ должно выполняться условие

$$t_{\mathrm{v\,max}} \le t_{0\,\max}. \qquad (5)$$

Для выполнения условия (5) линейной связи толщины покрытия со временем воздействия плазменной струи на подложку скорость движения должна быть не меньше допустимого минимального значения, определяемого как

$$\mathrm{v}_{\min} = \frac{L_{\min}}{t_{0\,\max}}. \qquad (6)$$

Если принять за минимальный расчетный путь подвижного пятна $L_{\min}$ максимальный диаметр пятна покрытия $2R_m \approx 4R_\delta$ (чтобы учесть все покрытие, распределенное по пятну), при условии, что на радиусе, равном $2R_\delta$, толщина покрытия составляет 1,9 % от толщины покрытия в центре неподвижного пятна покрытия:

$$L_{\min} = 2R_m = 4R_\delta,$$

то для выполнения условия (6) допустимая минимальная скорость движения будет

$$\mathrm{v}_{\min} = \frac{L_{\min}}{t_{\mathrm{v\,max}}} = \frac{4R_\delta}{t_{0\,\max}}. \qquad (7)$$

При $t_{0\,\max} = 60$ с и $R_\delta = 7$ мм получаем $\mathrm{v}_{\min} = 0{,}47$ мм/с.

Чтобы исключить перегрев обрабатываемого изделия при нанесении покрытия, скорость движения плазменной струи, формирующей покрытие, находится в пределах 10...100 мм/с. Таким образом, принятая расчетная модель будет адекватно описывать реальный процесс получения упрочняющего покрытия.

Для поверхностей с локальными участками (кромка вырубного штампа, лезвие ножа и т.п.) и с учетом многопроходного воздействия плазменной струи общая толщина наносимого покрытия равна сумме толщин по оси одиночной полосы покрытия (рис. 3).

Для длины полосы $L = 100$ мм и скорости перемещения плазменной струи v = 10 мм/с время одного полного прохода $t_п = 10$ с, а для 20 полных проходов общее время нанесения покрытия $t_{общ}$, пропорциональное числу полных проходов n ($t_{общ} = t_п n$), равно 200 с. За 20 полных проходов формируется покрытие толщиной $F = 0{,}55$ мкм. По краям одиночной расчетной полосы покрытия шириной 8 мм толщина покрытия в данном случае составляет 0,4 мкм, т.е. на 27 % меньше, чем на оси полосы (см. рис. 3), что не сказывается на эксплуатационных характеристиках упрочненных изделий. Таким образом, на данном режиме толщина наносимого покрытия в каждом проходе составляет около 30 нм.

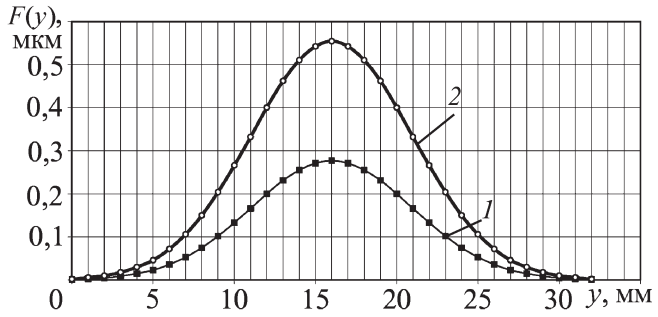


Рис. 3. Распределение толщины покрытия поперек полосы нанесения покрытия при $R_\delta = 7$ мм для 10 (*1*) и 20 (*2*) полных проходов при скорости перемещения плазменной струи v = 10 мм/с

При скорости перемещения плазменной струи 100 мм/с толщина наносимого покрытия в каждом проходе составит 3 нм, а число проходов пропорционально возрастет. Таким образом, в процессе ФПУ при типичных скоростях перемещения плазменной струи 10...100 мм/с покрытие наносится слоями толщиной по 30...3 нм соответственно.

Расчетную ширину полосы наносимого покрытия можно принять равной 8 мм. При этом в границах такой полосы толщина покрытия будет не менее 72 % от максимальной толщины на оси полосы (см. рис. 3). При наложении параллельных полос упрочнения с шагом 8 мм (при $R_\delta = 7$ мм) за 10 полных проходов получаем при суммировании семи, пяти, четырех и трех полос толщину покрытия $F = 0{,}430_{-0{,}003}$ мкм. Даже для двух параллельных полос упрочнения с шагом 8 мм толщина покрытия достигает 0,4 мкм, т.е. всего на 7 % меньше наибольшей толщины данного режима 0,43 мкм. Покрытие имеет высокую равномерность – для семи (и более) параллельных полос упрочнения отклонения от наибольшей толщины покрытия не превышают 0,4 % [1].

Пары́ исходных веществ и соединений наносимого из плазмы покрытия конденсируются на поверхности основы в начальный момент в жидком виде при температуре порядка температуры плавления покрытия. Кроме этого, следует отметить, что в парах исходного материала Сетол, используемого для ФПУ, присутствует такой сильный аморфизатор, как кремний.

За счет мощного теплоотвода в основу наносимое покрытие быстро затвердевает и остывает. Расчеты [1] показывают, что скорость охлаждения покрытия составляет порядка $-10^{10}...-10^{12}$ К/с. При таких скоростях охлаждения покрытие должно затвердевать в аморфном состоянии. Основной металл под наносимым покрытием в слое глубиной менее 1 мкм нагревается до 300...400 °С приблизительно за 10^{-8} с, после чего остывает практически до исходной температуры металла (100 °С) за время менее 10^{-5} с.

Методика рентгенофазового исследования

Для получения информации о фазовом составе покрытия и подтверждения его аморфного состояния был проведен совместно с МИСиС под руководством профессора И.В. Блинкова рентгенофазовый анализ образцов из стали У8, прошедших термическую обработку до твердости 58...60 HRC и процесс ФПУ.

Для исследований были изготовлены восемь образцов с разной толщиной покрытия от 0,5 до 1,5 мкм. Один из образцов был без покрытия. Режим нанесения покрытия: ток – 100 А; напряжение – 31,4 В; расстояние до образца – 15 мм; расход плазмообразующего газа – 2,9 л/мин; расход транспортирующего газа – 1,1 л/мин; расход защитного газа – 2,0 л/мин. В процессе нанесения покрытия температура образцов не превышала 120 °С.

Толщину покрытия оценивали на эталонных образцах с использованием профилограмм поверхности [1]. Данный метод основывается на замере расстояния между средними линиями профилограммы переходной зоны – участок с покрытием – участок без покрытия. При этом покрытие наносили на образец с использованием маски.

Исследования проводили на рентгеновском дифрактометре фирмы Rigaku (Япония). В качестве источника рентгеновского излучения использовали трубку с железным анодом (рабочий ток – 25 мА, напряжение – 25 кВ). Длина волны излучения 0,193728 нм. При съемке образцов использовали фильтр из Mn. Фокусировку осуществляли по методу Брегга–Бретано с двумя щелями Соллера. Идентификацию фаз, присутствующих в образце, проводили с помощью сравнения со стандартными данными фаз по таблице ASTM. Для этого определяли положение по углу 2θ и относительную интенсивность всех линий. Затем рассчитывали межплоскостные расстояния по формуле Вульфа–Брегга

$$2d\sin\theta = n\lambda,$$

где d – межплоскостное расстояние;

θ – угол дифракции;

λ – длина волны используемого излучения.

Результаты рентгенофазового исследования

Как показал анализ, рентгенограммы всех исследуемых образцов идентичны. На рис. 4 приведены дифрактограммы поверхности с покрытием и без покрытия.

Для уменьшения глубины проникновения рентгеновского излучения и получения информации о фазовом составе покрытия также были проведены исследования по методике "скользящего" пучка на рентгеновском дифрактометре D8 Discover (Bruker-AXS, Германия). Источником рентгеновского излучения являлась рентгеновская трубка с медным анодом (CuK_α-излучение). Фокус – линейчатый, щель после трубки и зеркала – 0,6 мм. Режим съемки: рабочий ток – 40 мА, напряжение – 40 кВ.

Для увеличения интенсивности первичного пучка и его частичной монохроматизации и коллимации в плоскости дифракции использовали зеркало Гебеля. Применяли вертикальную щель Соллера после образца и Ni-фильтр. Режим измерения: схема 2θ–θ и 2θ. Обработку экспериментальных кривых проводили с помощью программы EVA из пакета программ к дифрактометру D8 Discover.

Съемка дифрактограмм в схеме 2θ–θ и 2θ не выявила пиков рентгеновской дифракции материала покрытия. При съемке в схеме 2θ фиксированный угол θ меняли в интервале углов от 1 до 7,6°. При этом глубина зоны исследования составляла приблизительно от 130 нм до 1 мкм. Максимальное различие в дифракто-

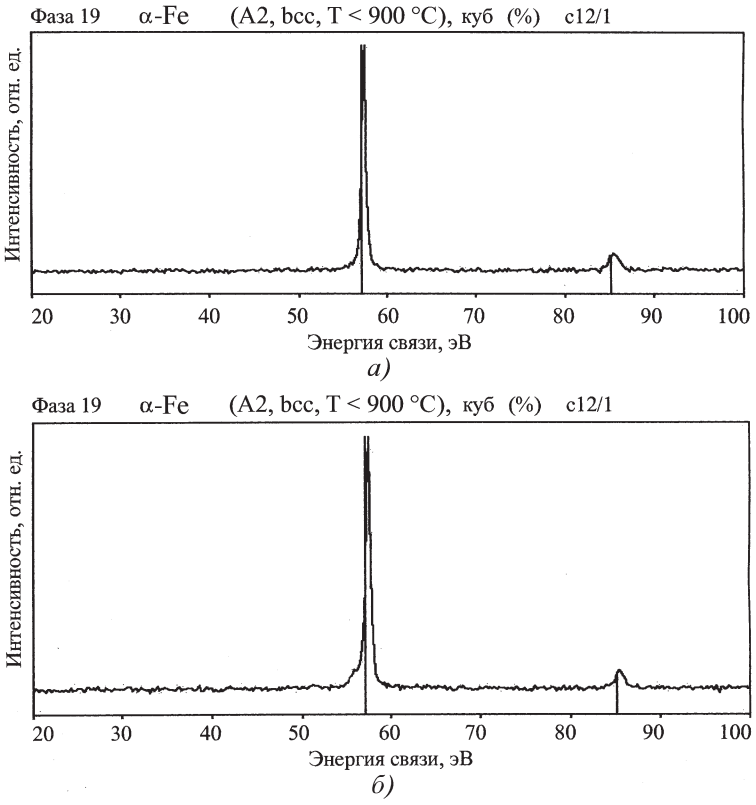


Рис. 4. Дифрактограммы образца № 1 и штрих-диаграммы ОЦК железа: *а* – поверхность с покрытием; *б* – поверхность без покрытия (оборотная сторона образца)

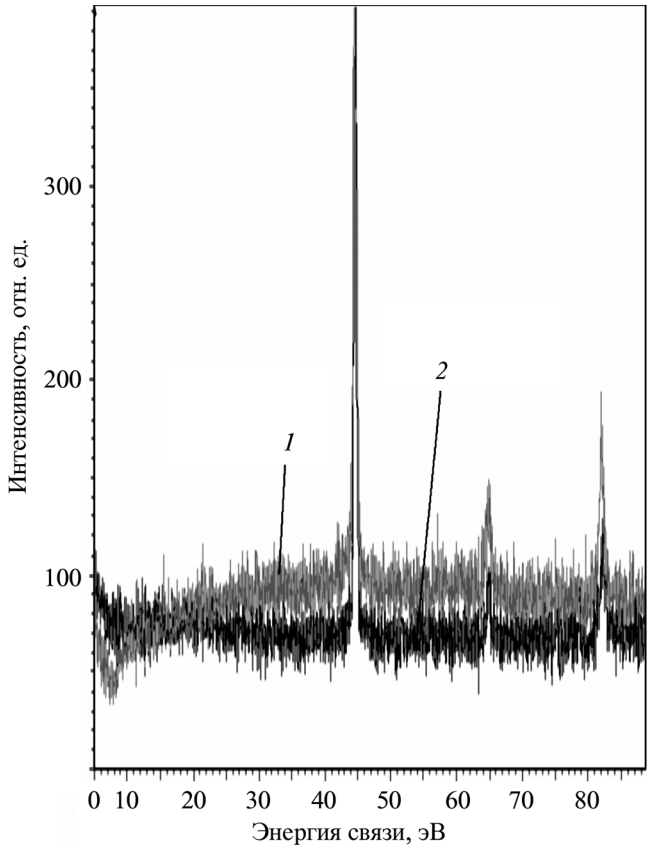


Рис. 5. Рентгеновские дифрактограммы образца с покрытием № 8, полученные при схеме съемки 2θ–θ (*1*) и 2θ (*2*)

граммах наблюдали при угле θ = 7,6° и именно в этом положении образца проводили итоговую съемку.

На рис. 5 приведены дифрактограммы, на которых также отсутствуют какие-либо линии фаз, не относящиеся к материалу подложки, что подтверждает рентгеноаморфность покрытия.

Важными свойствами покрытий с аморфной структурой являются их изотропность, гомогенность, отсутствие дислокационной активности, дефектов, характерных для кристаллических тел, они характеризуются более высокими значениями сопротивления пластической деформации и упругого восстановления. О перспективности использования тонкопленочных покрытий в аморфном состоянии для повышения износостойкости деталей, работающих в условиях трения, можно судить по активным исследованиям, проводимым в Fraunhofer Institute Material and Beam Technology (Германия) [2].

Исследование физико-механических свойств покрытия

С целью изучения физико-механических свойств покрытия по ISO 14577-1:2002 совместно с Institut für Fertigungstechnologie keramischer Bauteile, Universität Stuttgart (Германия) были проведены исследования образцов из стали Х12М диаметром 15 мм и толщиной 5 мм, прошедших термическую обработку – закалку и отпуск до твердости 58...60 HRC, процесс абразивной обработки и ФПУ с нанесением нанопокрытия на основе системы Si–O–C–N. Толщина покрытия на образце № 1 составляла 0,5 мкм, для образца № 2 – 1,5 мкм. Режим нанесения покрытия аналогичен изготовлению образцов для рентгенофазового анализа.

Измерение твердости (H_{plast}), эффективного модуля упругости $E^* = E/(1-\nu^2)$ (E – модуль Юнга, ν – коэффициент Пуассона) и величины упругого восстановления $W_e = h_m - h_r/h_m$ (h_m – наибольшая глубина погружения индентора, h_r – глубина проникновения индентора после снятия нагрузки) осуществляли методом *динамического механического анализа* (DMA) с использованием микротвердомера Dinamic Ultra Micro Hardness Tester DUN-211S (Shimadzu, Япония).

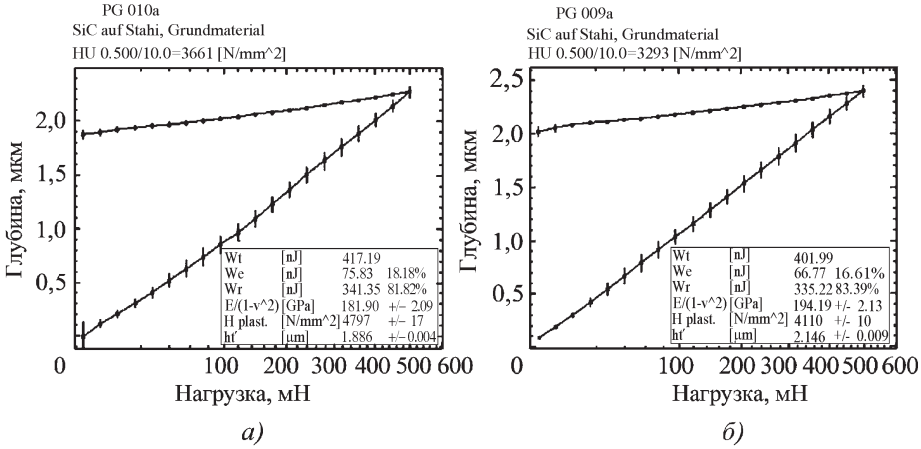
Кривые нагрузка–разгружение для измерения свойств покрытия получали при скоростях нагружения 0,1 мН/с до максимальной нагрузки 1 мН и глубины вдавливания 0,07...0,09 мкм. При этом максимальная глубина проникновения индентора была менее 10...15 % толщины покрытия для минимизации влияния подложки.

Перед началом серии испытаний проводили калибровку прибора на эталонных образцах с известным модулем упругости и твердостью. В качестве эталонных образцов использовали монокристалл Si (100) и сапфир. Для каждого образца измеряли твердость в пяти разных местах поверхности образца (расстояние между ними – 100 мкм).

Таким образом, H_{plast} и E^* каждого образца представляют собой средние значения, полученные от пяти отпечатков. В методе DMA использовали кривые нагрузки в виде синусоидальных волн для получения более полного анализа механических свойств вязкоупругих материалов. Обработку результатов измерений проводили по методу Оливера и Фара [3].

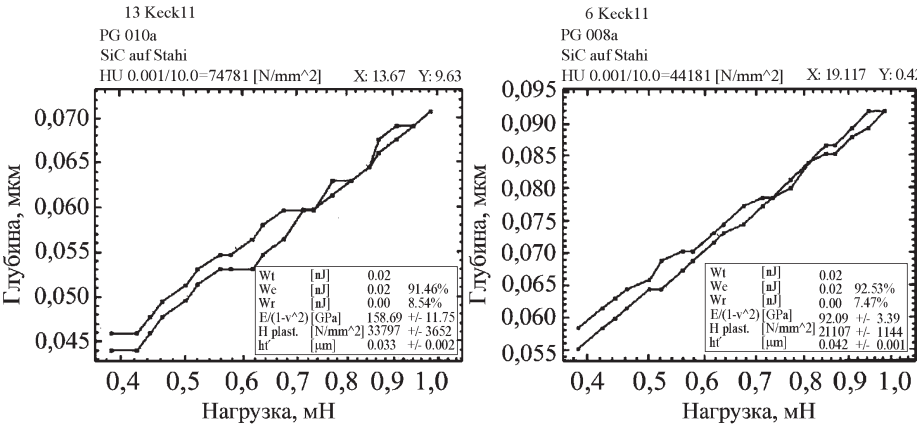
Для большинства объемных материалов высокой твердости характерно большое значение модуля упругости E, поэтому такие материалы являются хрупкими. Для оценки стойкости материалов к упругой деформации разрушения используют отношение твердости к модулю упругости H/E (индекс пластичности материала), а для оценки сопротивления материала пластической деформации применяется параметр H^3/E^2 [4–6].

Применительно к изделиям, подверженным трению и износу, для повышения стойкости к упругой деформации разрушения и уменьшения пластической деформации материал поверхностного слоя должен обладать высокой твердостью при низком модуле



а) *б)*

Рис. 6. Протоколы наноиндентирования исходного материала Х12М:
а – для образца № 1; *б* – для образца № 2



а) *б)*

Рис. 7. Протоколы наноиндентирования покрытия на основе системы Si–O–C–N после ФПУ:
а – для образца № 1; *б* – для образца № 2

упругости. Известно, что одним из способов получения материалов с высокими отношениями H/E и H^3/E^2, соответствующими более высокой износостойкости, является создание наноструктурных покрытий [7]. При этом особенностью твердых наноструктурных покрытий является то, что помимо высокой твердости эти материалы обладают высокой прочностью, что характеризуется параметром, связанным с упругим восстановлением свойств W_e, достигающим порядка 90 % [7].

На рис. 6 представлены протоколы наноиндентирования при нагрузке 0,098 Н исходной поверхности штамповой стали Х12М до нанесения покрытия методом ФПУ. Из табл. 1 видно, что для двух образцов в исходном материале имеется близкая повторяемость полученных значений основных физико-механических характеристик.

На рис. 7 представлены протоколы наноиндентирования для образцов с разной толщиной покрытия на основе Si–O–C–N после ФПУ. Значения ха-

Таблица 1

Результаты измерения физико-механических характеристик

№ образца	HU, ГПа	H_{plast}, ГПа	E^*, ГПа	W_e, %	H_{plast}/E^*	H_{plast}^3/E^{*2}
Сталь Х12М						
1	3,7	4,8	181,9	18,18	0,03	0,003
2	3,2	4,1	194,19	16,61	0,02	0,002
Покрытие на основе Si–O–C–N после ФПУ						
1	7,5	34	159	91,46	0,21	1,53
2	4,4	21	92	92,53	0,23	1,09

Таблица 2

Физико-механические характеристики покрытий

Состав покрытия	H, ГПа	E, ГПа	W_e, %	H/E	H^3/E^2
Ti–B–N (1)	34	250	81	0,136	0,63
Ti–B–N (2)	42	300	77	0,14	0,82
Ti–Cr–B–N	27	240	73	0,112	0,34
Ti–Si–N	24	210	76	0,114	0,31
Cr–B	33	276	73	0,119	0,47

рактеристик наноиндентирования по ISO 14577-1:2002 приведены в табл. 1. Как видно, при меньшей толщине покрытия (образец № 1) твердость выше, что объясняется более высокой плотностью нанесенного покрытия. Микротвердости HU, H_{plast} отличаются почти в 5 раз, что говорит о некорректности измерений микротвердости наноструктурированных покрытий при больших нагрузках.

Важно отметить, что преимуществом покрытий с низким модулем упругости является близость значений с модулем упругости стальных подложек, что приводит к минимизации упругих напряжений на границе раздела покрытие–подложка и внутренних остаточных напряжений в системе [7]. Для покрытия системы Si–O–C–N и подложки из инструментальной стали Х12М (образец № 1) модули упругости равны 160 и 182 ГПа соответственно.

Для сравнения в табл. 2 приведены характеристики наноиндентирования по ISO 14577-1:2002 известных покрытий [7].

Выводы

1. Покрытие на основе системы Si–O–C–N в безвакуумной технологии ФПУ при типичных скоростях перемещения плазменной струи 10...100 мм/с наносится слоями толщиной 30...3 нм соответственно.

2. Скорость охлаждения наносимого в процессе ФПУ покрытия составляет порядка -10^{10}...-10^{12} К/с, что предопределяет аморфное состояние покрытия.

3. Проведенный рентгенофазовый анализ показал отсутствие на дифрактограммах линий фаз, не относящихся к материалу подложки, что подтверждает рентгеноаморфность наносимого покрытия при ФПУ.

4. Наноиндентирование покрытия на основе системы Si–O–C–N, наносимое методом ФПУ, показало, что его физико-механические свойства (высокая твердость при низком значении модуля Юнга) должны обеспечивать повышенные характеристики износостойкости изделий с данным покрытием.

5. Покрытие системы Si–O–C–N обладает максимальным упругим восстановлением 91,46...92,53 % и минимальной пластической деформацией 7,47...8,54 %, что характеризует его как одновременно твердый и эластичный материал.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Соснин Н.А., Ермаков С.А., Тополянский П.А.** Плазменные технологии. Руководство для инженеров. СПб.: Изд-во Политехнического ун-та, 2008. 406 с.

2. **Schultrich B., Weihnacht V.** Tribological behavior of superhard amorphous carbon films // Akuum in Forschung und Praxis 21: Sonderheft "Vacuum's Best", 2009. P. 17–21.

3. **Oliver W.C., Pharr G.M.** An improved technique for determining hardness and elastic modulus using load and displacement sensing indentation experiments // Mater. Res. 1992. V. 7. № 6. P. 1564–1583.

4. **Leyland A., Matthews A.** On the significance of the H/E ratio in wear control: a nanocomposite coating approach to optimised tribological behaviour // Wear. 2000. V. 246. P. 1–11.

5. **Leyland A., Matthews A.** Design criteria for wear-resistant nanostructured and glassy-metal coatings // Surface and Coatings Technology. 2004. V. 177–178. P. 317–324.

6. **Leyland A., Matthews A.** Optimization of nanostructured tribological Coatings. New York: Springer, Nanostructured Coatings, 2007. P. 511–538.

7. **Штанский Д.В., Кулинич С.А.** и др. Особенности структуры и физико-механических свойств наноструктурных тонких пленок // Физика твердого тела. 2003. Т. 45. Вып. 6. С. 1122–1129.

УДК 621.9.047:621.9.048

А.И. Болдырев *(Воронежский государственный технический университет)*
E-mail: alexboldyrev@yandex.ru

Упрочнение материалов виброударным и комбинированным методами с предшествующей электрохимической обработкой

Рассмотрены возможности виброударного упрочнения после электрохимической обработки материалов, а также получения гарантированного наклепа поверхности при одновременном воздействии анодного растворения и механического калибрования. Приведены результаты экспериментальных исследований, которые могут быть использованы на практике.

Ключевые слова: *упрочнение, наклеп, комбинированный метод.*

Possibilities of vibropercussion hardening after electrochemical treatment of materials and getting guaranteed surface peening by simultaneous exposure of anodic dissolution and mechanical calibration are considers. Results of experimental research that can be used in practice are gives.

Keywords: *hardening, peening, combined method.*

Введение

Вибрационные технологии получили широкое распространение в промышленности, особенно при формировании физико-механических свойств поверхностного слоя (упрочнения), необходимых для повышения выносливости материала при циклических нагружениях. Проведенные исследования показали, что для получения наиболее высокого сопротивления усталости металлов при многоцикловых воздействиях требуется иметь перед упрочнением стабильные (в частности, минимальные) остаточные напряжения от предшествующей обработки. Это позволяет избежать перенаклепа поверхности и значительно повысить предел прочности материала.

Электрохимическая размерная обработка (ЭХРО) дает возможность снять остаточные напряжения в поверхностном слое либо стабилизировать их величину и знак в пределах партии заготовок. На процесс *виброударного упрочнения* (ВУ) оказывают влияние нестабильность энергии удара, состояние динамической системы и другие факторы, не позволяющие гарантировать одинаковый наклеп поверхности в пределах одной партии деталей.

Стабилизации конечных результатов упрочнения можно добиться, используя комбинированное воздействие на поверхность путем выравнивания припуска перед калибрующим элементом за счет анодного растворения и последующего наклепа поверхности [1, 2].

Метод прошел апробацию при изготовлении гильз, имеющих высокую точность и гарантированный наклеп отверстия. Полученные результаты дают основания утверждать, что предшествующая упрочнению электрохимическая обработка позволяет значительно расширить технологические возможности метода и успешно продолжить работы в направлении создания облегченных конструкций с повышенным пределом прочности при знакопеременных нагрузках.

Исследование режимов ВУ сплавов после ЭХРО

Исследования выполняли на трех группах материалов: сталях 40ХНМА ($\sigma_в$ = 1100 МПа), 0Х3МФА (38Х3МФА) ($\sigma_в$ = 1400 МПа), ХН70МВТЮБ (после отжига); алюминиевых сплавах АВТ1, В95; титановых сплавах ВТ3-1, ВТ8. Одну партию образцов выполняли механическими методами (фрезерование, шлифование и др.). Микротвердость в пределах каждой партии изменялась не более чем на 10 %. Изменение шероховатости для каждого материала во всех партиях сохранялась в пределах 10 %.

На трех образцах от каждой партии каждого материала перед упрочнением были сняты осевые остаточные напряжения. Материалы исследований обра-

Таблица 1

Режимы ВУ

Материал образца	Частота колебаний, Гц	Амплитуда колебаний, мм	Диаметр шариков, мм	Состав смеси*	Время упрочнения, мин
40ХНМА	15	6	4...6	1:1	15
0Х Н3МФА	18	6,5			
ХН70МВТЮБ	15...16	6	3...4		20
АВТ1, В95	20...22	4,5		1,5:1	30
ВТ3-1, ВТ8	25...28	5			20

* Отношение массы металлических шариков к массе рабочей жидкости (вода с антикоррозионными добавками).

батывались по стандартным программам на ПЭВМ и дали стабильные результаты как по величине этих напряжений, так и по их знаку.

Режимы виброударного упрочнения рассчитывали по методикам, приведенным в работе [3]. Отработка режимов на экспериментальном стенде показала, что после ЭХРО для достижения той же степени наклепа как и после *механической обработки* (МО), требуется меньшая амплитуда колебаний и время обработки (табл. 1). Последнее, видимо, можно объяснить малой величиной остаточных напряжений после ЭХРО и отсутствием наследственных явлений после предшествующей МО.

Упрочненные на приведенных режимах образцы имели большую стабильность результатов по глубине залегания и величине остаточных напряжений (табл. 2), что подтверждает возможность получения заданного наклепа поверхностей после ЭХРО.

Анализ табл. 2 показывает, что при предшествующей ЭХРО ВУ позволяет обеспечить стабильные характеристики микрослоя и наклепа. Это дает основания рекомендовать ЭХРО в качестве операции предшествующей ВУ, так как снижается возможность перенаклепа, который может резко снизить сопротивление усталости сплава.

На рис. 1 приведены предельные показатели выносливости сплавов при многоцикловых нагружениях (базовое число циклов – $5 \cdot 10^7$). Усталостные характеристики сплавов во всех случаях возрастают после упрочнения. При этом после ЭХРО эти показатели не ниже (в пределах точности измерений), чем при предшествующей МО. Аналогичные результаты получены и для других сплавов.

Таблица 2

Стабильность наклепа после МО и ЭХРО

Материал	Предшествующая упрочнению обработка	Изменение наибольшей глубины наклепа в партии образцов		Изменение наибольшей величины залегания остаточных напряжений		Степень наклепа, %
		мм	%	МПа	%	
40ХНМА	МО	0,03...0,10	70	320...380	16	25,5...34,5
	ЭХРО	0,05...0,07	28,5	400...430	7	27,9...32,1
ХН70МВТЮБ	МО	0,02...0,08	100	350...430	18,6	–
	ЭХРО	0,03...0,07	57	400...430	7	
АВТ1	МО	0,05...0,12	58	130...160	18,8	
	ЭХРО	0,05...0,09	44	150...170	12	
ВТ3-1	МО	0,01...0,09	89	220...600	63	11,2...16,8
	ЭХРО	0,02...0,05	60	240...420	43	12,6...15,4

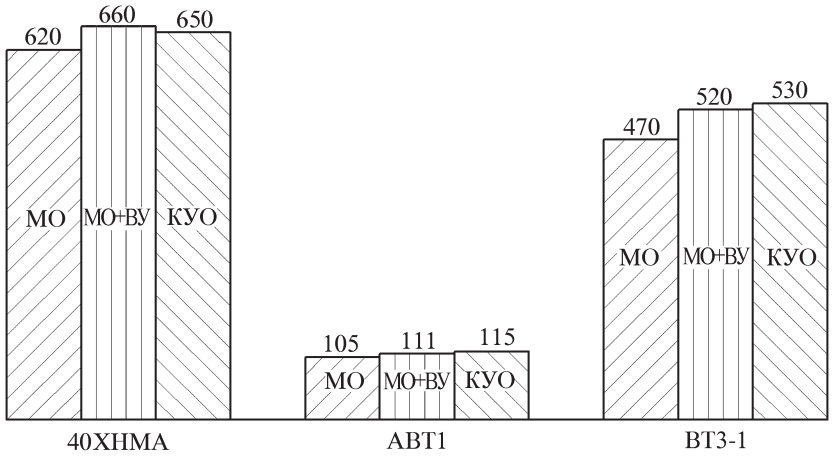


Рис. 1. Изменение предела выносливости (МПа) сплавов после обработки различными методами

Пользуясь известными зависимостями, изложенными в работе [4], можно рассчитать возможности снижения массы некоторых простых по форме деталей, работающих при многоцикловых нагружениях, за счет стабилизации конечных показателей упрочнения после ЭХРО.

Комбинированный метод получения гарантированного наклепа поверхности

Проведенные исследования показали, что экстремальный показатель повышения сопротивления усталости для каждого материала имеет свое значение. При этом изменение степени наклепа всего на несколько процентов вызывает резкое уменьшение предела выносливости деталей. Так, для стали 40ХНМА наибольший предел выносливости соответствует наклепу 16 %, уменьшение или возрастание наклепа на 7 % (см. табл. 2) снижает выносливость на 32,7 и 14,2 % соответственно.

В Воронежском государственном техническом университете разработан и внедрен в действующее производство способ *комбинированной упрочняющей обработки* (КУО), обеспечивающий получение оптимальной величины наклепа с погрешностью не более 1 %.

Сущность способа состоит в том, что обработка осуществляется с использованием комбинированного электрода-инструмента, выполненного из изолированных один от другого инструмента для электрохимической обработки (электрода *2*) и инструмента для калибрования *1* (рис. 2). Перемещение комбинированного инструмента выполняется при постоянной продольной силе *P* по оптимальной величине наклепа, полученной экспериментально для различных материалов:

$$P = \frac{\pi}{200} p_к d_о d_к \left(1 + \frac{f}{\mathrm{tg}\alpha}\right) \sqrt[n]{\frac{U_н \mathrm{HB}_0}{100A}},$$

где $p_к$ – контактное давление;

$d_о$, $d_к$ – диаметры соответственно отверстия после ЭХРО и колибрующего элемента;

f – коэффициент трения;

α – угол заборного конуса калибрующего элемента;

$U_н$ – степень оптимального наклепа;

HB_0 – твердость до наклепа;

A, n – эмпирические коэффициенты.

В этом случае независимо от исходного наклепа и неравномерности припуска электрод будет растворять металл перед калибрующим элементом до того момента, когда припуск станет равным расчетному значению и будет возможно под воздействием продольной силы переместить комбинированный инструмент вдоль оси детали. Расчеты режимов обработки выполняют по методике, приведенной в [5].

Проведенные исследования показали, что для стали 40ХНМА оптимальный наклеп может поддерживаться с погрешностью не более 1 %. Это гарантирует повышение предела выносливости в сравнении с МО на 7 %. Новый способ регулирования подачи за счет постоянной силы решает проблему повышения точности каналов любой длины, обеспечивая погрешность обработки в пределах 7-го квалитета.

Кроме того, в результате пластической деформации, осуществляемой калибрующим элементом при комбинированной обработке, происходит качественное улучшение поверхностного слоя. На поверхности практически отсутствуют вырывы и отслоения, характерные для предшествующей ЭХРО, т.е. имеет место эффект "залечивания" дефектов.

Структура слоев, прилегающих к поверхности, претерпевает определенные изменения. Эти изменения выражаются в образовании текстуры и в ряде случаев в существенном измельчении зерен. Структура таких поверхностных слоев становится близкой к структуре аморфных металлических материалов, чем, видимо, и

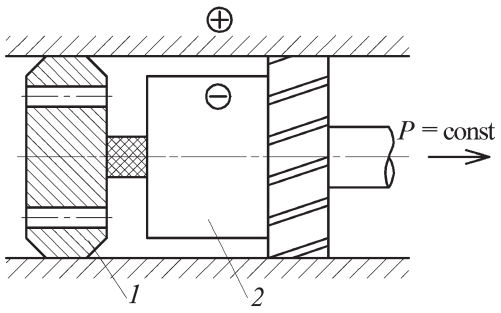


Рис. 2. Схема комбинированной обработки:
1 – калибрующий элемент; *2* – электрод

объясняется повышение эксплуатационных характеристик изделий [6].

Выводы

1. Эффективность ВУ значительно возрастает, если его применять после ЭХРО. Применение виброударного упрочнения устраняет главный недостаток ЭХРО (снижение выносливости обрабатываемых материалов) и позволяет снизить массу нагруженных деталей.

2. Возможности технологии упрочнения значительно возрастают при использовании комбинированной обработки. Так, предложенный для каналов постоянного сечения способ формообразования поверхности комбинированным инструментом позволяет получать расчетное значение наклепа, соответствующее наибольшему повышению предела прочности сплава. За счет этого можно ожидать снижения массы конструкций до 20 % при сохранении их прочности в сравнении с МО. В случае традиционного упрочнения снижение массы, видимо, не превысит половины этой величины.

3. Учитывая общую тенденцию в машиностроении к развитию комбинированных технологических процессов, можно принять, что известные методы упрочнения станут одним из главных видов воздействия, расширяющих технологические возможности машиностроения.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **А.с. 1 085 734** СССР, МКИ[3] В 23 Р 1/04. Способ электрохимикомеханической обработки / А.И. Болдырев, В.П. Смоленцев. № 3 460 386; заявл. 29.06.82; опубл. 15.04.84, Бюл. № 14.

2. **Пат. 2 251 472** РФ, МПК[7] В 23 Н 5/06, 5/10. Способ электрохимикомеханической обработки каналов и устройство для его осуществления / В.В. Долгушин, О.В. Козлова, В.П. Смоленцев, А.И. Болдырев. № 2 003 129 709; заявл. 6.10.2005; опубл. 10.05.2005, Бюл. № 13.

3. **Киричек А.В., Соловьев Д.Л., Лазуткин А.Г.** Технология и оборудование статико-импульсной обработки поверхностным пластическим деформированием. Библиотека технолога. М.: Машиностроение, 2004. 288 с.

4. **Бондарь А.В.** Качество и надежность. М.: Машиностроение, 2007. 308 с.

5. **Теория** электрических и физико-химических методов обработки. Ч. 2: Обработка материалов с использованием высококонцентрированных источников энергии и комбинированными методами / Под ред. А.И. Болдырева. Воронеж: ГОУ ВПО "ВГТУ", 2008. 136 с.

6. **Золотухин И.В.** Физические свойства аморфных металлических материалов. М.: Металлургия, 1986. 176 с.

УДК 621.787.4:621.91

В.М. Сорокин, С.С. Танчук *(Нижегородская государственная сельскохозяйственная академия),*
А.В. Михеев *(Нижегородский государственный технический университет),*
В.В. Берглезов *(ПК ООО "Спектр-Б", г. Павлово-на-Оке)*
E-mail: snolik@mail.ru

Упрочнение поверхностей валов совмещенным натиранием антифрикционных покрытий и ППД

Приведены результаты исследований упрочнения валов комбинированным методом, совмещающим поверхностное пластическое деформирование вибровыглаживанием с натиранием антифрикционных покрытий.
Ключевые слова: *упрочнение, поверхностное пластическое деформирование, обработка, натирание, антифрикционное покрытие.*

Results of discoveries strengthening of shafts the combined method concidence surface plasticity deformated vibrobu-nishing and rubbing antifriction plating are presented.
Keywords: *strengthening, surface plastic deformation, working, rubbing, antifriction plating.*

Повышение эксплуатационных свойств металлических изделий по параметрам качества поверхностного слоя, долговечности, контактной прочности, износу и другим триботехническим характеристикам является важной народно-хозяйственной задачей. В связи с этим в различных отраслях машиностроения наряду с традиционными методами упрочнения поверхностей деталей (ТВЧ, ППД, ХТО и др.) получили распространение и другие более эффективные методы упрочнения поверхностей [1, 2].

Одним из таких методов, обеспечивающих значительное повышение качественных характеристик поверхностей изделий, работающих в условиях трения и изнашивания, является процесс натирания антифрикционных *твердосмазочных покрытий* (ТСП) на основе меди (метод ФАБО) [1]. Этот метод прост в реализации, не требует сложного оборудования.

Основной частью инструмента является натирающий элемент, изготовленный из материала наносимого покрытия или выполненный пористым, пропитанным жидкими или пастообразными суспензиями, которые на обрабатываемой поверхности формируют покрытие. Применяя натирающие элементы соответствующих конструкций, получают различные способы формирования (нанесения) покрытий: фрикционные, химические, электрохимические и другие, что обеспечивает определенную универсальность при упрочняющей обработке деталей машин. Кроме того, к особенностям процесса ФАБО относят: низкий расход материала покрытия и механической энергии при натирании, малую продолжительность процесса при использовании автоматизированного оборудования (с, мин), высокую стабильность и качество покрытия, экологическую чистоту и др.

По данным Д.Н. Гаркунова и других исследователей, ФАБО позволяет [1]:

– снизить время приработки деталей в 1,5–2 раза;

– исключить задиры поверхностей трения деталей;

– повысить несущую способность деталей и соединений, в частности, их износостойкость в 5–10 раз;

– защитить поверхности трения от водородного изнашивания;

– снизить температуру трения и продлить период работы узла трения при выключении подачи смазки;

– уменьшить коэффициент трения и тем самым снизить потребление топлива двигателем внутреннего сгорания до 3 %;

– продлить срок службы подшипников качения до образования усталостных повреждений и др.

Другим высокоэффективным процессом упрочнения трущихся поверхностей является сочетание обработки натиранием ТСП с упрочнением их способами *поверхностного пластического деформирования* (ППД) с усложненной кинематикой движения инструмента: *вибронакатыванием* (ВН), *вибровыглаживанием* (ВВГ), *центробежно-ударной обработкой* (ЦУО) и др. [3, 4]. При этом целесообразнее использовать совмещение и локализацию воздействий на обрабатываемую поверхность деформирующего и натирающего элементов. Схема такой обработки (метод КАДО) и механизм формирования *антифрикционно-упрочненного поверхностного слоя* (АУПС) показаны на рис. 1 [4].

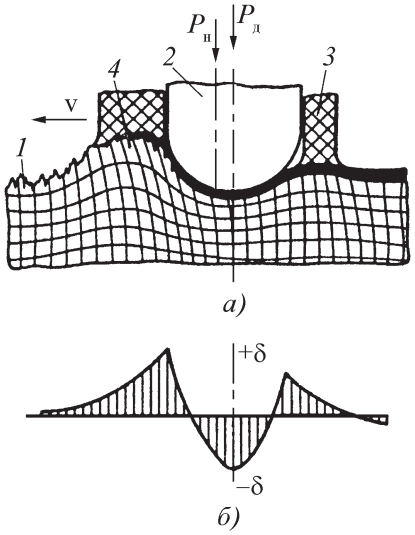


Рис. 1. Схема КАДО деталей (*а*) и эпюра напряжений (*б*)

При обработке поверхности детали *1* деформирующим (шар, алмаз) *2* и натирающим (латунный стержень) *3* элементами, деформирующий инструмент под действием силы $P_д$ вдавливается в обрабатываемую поверхность. В зоне контакта инструмент–деталь в результате возникающих высоких локальных температур $T \approx 1000$ °С и удельных давлений $P_{уд} \approx 8000$ МПа (по данным Я.Б. Бараца, Д.Д. Папшева, а также [2]) происходит пластическая деформация металла заготовки и выдавливание синусоидальных канавок, включая образование наплывов (волн) *4* по краям канавок, с вершинами которых контактирует натирающий элемент, интенсивно переносящий частицы металла на обрабатываемую поверхность. Конфигурация и размеры выдавливаемых канавок, волн, а также интенсивность переноса материала с натирающего элемента в значительной степени зависят от режима и условий деформирования и, в частности, степени сцепления контактирующих тел (инструмента и детали).

При обработке ППД без ТСП (сухое трение) поверхностный слой металла детали сцепляется в зоне контакта с поверхностью инструмента (шаром) и в процессе внедрения его растягивается на определенную величину. При этом в поверхностном слое металла, непосредственно контактирующим с шаром, возникают сжимающие напряжения, а на вершине волн и в подповерхностном – растягивающие (см. рис. 1, *б*).

Такой перепад напряжений, вызванный силами сцепления, во-первых, препятствует свободному течению металла и несколько изменяет направление потока металла в сторону оси лунки, создавая тем самым более крутой наплыв, контактирующий с шаром и препятствующий его внедрению. Во-вторых, создает

предпосылки для снижения уровня растягивающих напряжений на вершине волны и в приповерхностном слое металла.

При наличии в зоне контакта инструмент–обрабатываемая деталь антифрикционного покрытия схема деформации поверхностных слоев металла будет изменяться. Так как ТСП отличаются высокой пластичностью и сопротивлением "продавливанию" (нарушению их сплошности), то при внедрении шара будет отсутствовать его контакт, а следовательно, и сцепление с металлом детали.

Давление шара распределяется более равномерно в объем деформированного металла, а пластическая деформация протекает более плавно (одинаково равномерно во всех направлениях) и на большую глубину детали. По поверхностям из-за отсутствия сил (напряжений) сцепления металл перемещается также равномерно с наибольшим удалением от оси лунки (канавки), создавая пологую конфигурацию наплыва. Такая схема деформации поверхностных слоев предопределяет наличие равномерных высоких растягивающих напряжений в процессе обработки.

С ростом растягивающих напряжений химическая активность обрабатываемой поверхности повышается и на гребне волны, где растягивающие напряжения достигают наибольшей величины, химическая активность деформируемой поверхности максимальна. Значительно активизируются и частицы внешней среды, присутствующие в зоне деформации, в частности, частицы материала, перенесенные с натирающего элемента при его опережающем взаимодействии с гребнем выдавливаемой волны металла основы (см. рис. 1).

Варьируя параметрами режима обработки: силами деформирования $P_д$ и натирания $P_н$, размерами деформирующего $r_д$ и натирающего $r_н$ элементов, обеспечивающих плотный упругопластический контакт (прижим) соответственно деформирующего и натирающего элементов с обрабатываемой поверхностью и размеры элементарных площадок $S_д$ и $S_н$, получают значительные удельные нагрузки и локальные температуры [3, 5].

В результате в поверхностном слое металла происходят реакции, подчиняющиеся законам неравновесной термодинамики, приводящие к образованию более прочных, чем в обычных условиях, связей между формирующимся покрытием и основой. При этом осажденные частицы покрытия сближаются друг с другом и с обрабатываемой поверхностью детали, возникает их прочный физический контакт, схватывание и образование соединений в твердой фазе [2, 4].

Проходящий затем процесс упругого восстановления отпечатка деформирующего элемента сопровождается возникновением в поверхностном слое сжимающих остаточных напряжений, которые обеспечивают повышение прочности сцепления покрытия с основной и качество обработанной поверхности детали [5].

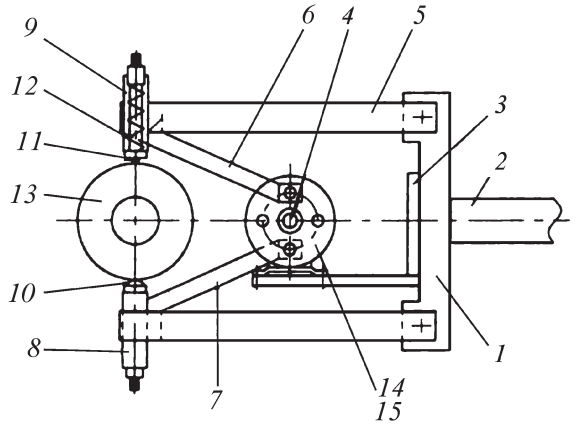


Рис. 2. Устройство для совмещенной КАДО

Медьсодержащее покрытие, наносимое при КАДО, обеспечивает разъединение (экранирование) трущихся тел (шара или алмазного индентора и обрабатываемой детали) и препятствует протеканию на рабочей поверхности деформирующего элемента, в частности алмаза, процессов графитизации и растворения алмаза в обрабатываемом материале, которые происходят при сравнительно небольших температурах в условиях трения в присутствии катализаторов типа железа и никеля. Кроме того, покрытие и натирающий элемент из медьсодержащего сплава интенсивно поглощают теплоту трения в зоне деформирования, ограничивая нагрев взаимодействующих поверхностей лишь доступными температурами и положительно влияют на виброустойчивость инструмента [4].

Для реализации данной схемы совмещенной КАДО разных валов были разработаны и прошли апробацию в лабораторно-производственных условиях устройства [6, 7]. На рис. 2 представлена конструктивная схема одного из них.

Устройство содержит кронштейн *1* таврового сечения с хвостовиком *2* для крепления в резце-держателе токарно-винторезного станка. К вертикальной стенке кронштейна *1* крепится Г-образная плита *3* с размещенным на ней приводом *4* для обеспечения колебательного движения системы деформирования.

К боковым плоскостям горизонтальных полок кронштейна *1* жестко крепятся четыре пластинчатые пружины *5* (две из них – к верхней полке и две – к нижней). К другим концам пружин *5* – рычаги *6* и *7*, в отверстия которых закрепляются с возможностью регулирования по высоте оправки *8* и *9* с обрабатывающими элементами (натирающим стержнем (прутком)

диаметром 6...8 мм (R_1 = 3...4 мм) *10* (латунь, медь, бронза) и алмазным индентором *11* с радиусом кривизны R_2, при этом $R_1 \approx 3R_2$).

Натирающий и деформирующий элементы *10* и *11* под действием сил $P_н$ и $P_д$ тарированных пружин *12* прижимаются к обрабатываемой заготовке *13*. Свободные концы рычагов *6* и *7* через шариковые опоры (не показаны) контактируют с криволинейными синусоидальными поверхностями (выступами) торцовых кулачков *15* и *16*, установленных на шлицевом валу, соединенном втулкой с валом привода *4*.

Число выступов n_1 и n_2 на поверхности плоских элементов, образующих криволинейную синусоидальную поверхность каждого из кулачков *14* и *15* различно, при этом должно выполняться условие: $n_2/n_1 \geq 2$, где n_1 = 1...2 – число выступов на кулачке *14*, контактирующем с рычагом *7*, обеспечивающим возвратно-поступательные перемещения стержня *10* вдоль оси заготовки; n_2 = 2...4 – число выступов на кулачке *15*, контактирующем с рычагом *6*, обеспечивающим возвратно-поступательные перемещения индентора *11* вдоль продольной оси заготовки.

Устройство работает следующим образом. Предварительно установив заготовку в центрах токарно-винторезного станка и закрепив устройство в резце-держателе станка, настраивают оправки *8* и *9* с обрабатывающими элементами (стержнем *10* и индентором *11*) на размер обрабатываемой заготовки. Затем, нагрузив обрабатывающие элементы: стержень и алмазный индентор рабочими силами $P_н$ и $P_д$ соответственно с помощью тарированных пружин *12*, одновременно включают вращение заготовки, продольную подачу S устройства и привод *4*, обеспечивающий движения осцилляции, производят обработку (вибронатирание покрытия и вибровыглаживание) поверхности заготовки.

Натирающий антифрикционное покрытие стержень *10* совершает основное движение с подачей S и дополнительное возвратно-поступательное движение в том же направлении с частотой $n_{дв.х1}$, воздействуя на заготовку с силой $P_н$, образует на ее поверхности синусоидальный слой покрытия толщиной δ с амплитудой, равной e_1 – высоте выступа на торцовом кулачке *15*.

Индентор *11* совершает основное движение с подачей S, равной величине подачи стержня *10*, и дополнительное возвратно-поступательное движение в том же направлении с частотой $n_{дв.х2}$, которая больше, чем частота возвратно-поступательного движения стержня в 2–4 раза (по числу выступов на синусоиде торцового кулачка *14*), воздействуя на заготовку силой $P_д$, образует на ее несущей поверхности с нанесенным стержнем *10* антифрикционным покрытием (см. рис. 1) микрорельеф с микроуглублениями (синусоидальными канавками) меньшего шага и амплитудой $e_2 \leq e_1$ (в зависимости от высоты выступов на кулачке *14*).

Так как диаметр натирающего стержня больше диаметра деформирующего инструмента ($R_1 \approx 3R_2$), то, варьируя подачей S, на обрабатываемую поверхность можно наносить как однослойное, двухслойное покрытие с системой синусоидальных канавок: непересекающихся (вид I), не полностью пересекающихся (вид II), полностью пересекающихся (вид III) ГОСТ 24773–81, так и многослойное покрытие с системой канавок вида III и IV (сливающиеся канавки полностью *регулярный микрорельеф* (РМР) (рис. 3)).

Таким образом, на обрабатываемой поверхности вала возможно образование АУПС с системой синусоидальных канавок или ячеек (четырехугольных, шестиугольных) для смазки. Как показали результаты исследований [8], тонкий слой образовавшегося антифрикционного покрытия или АУПС определяет значительную роль материала подложки в обеспечении высоких триботехнических свойств трущегося сопряжения.

Апробацию устройства проводили в лабораторных условиях НГТУ и КП ООО "Спектр-Б". Предварительными исследованиями были установлены следующие оптимальные режимы упрочнения: $P_д$ = = 160...250 Н; $P_н$ = 80...120 Н; $r_{алм}$ = 1...1,5 мм; $r_{стер}$ = 3...4 мм; $n_{изд}$ = 30...60; $n_{дв.х}$ = 1400...2800 мин$^{-1}$; S = 0,1...0,5 мм/об; амплитуда колебаний (осцилляция) A = 1...2 мм (при эксцентриситете вращающегося вала торцовых кулачков e = 0,5...1 мм).

Эффективность совмещенной КАДО опорных шеек распределительного вала, коренных и шатунных шеек коленчатых валов определяли сравнительными испытаниями на образцах (см. рис. 3) из материалов сталь 45, 18ХГТ, 30ХГСА, СЧ21, СЧ25 и серийно изготовленных распределительных и коленчатых валов ДВС автомобилей ВАЗ, ГАЗ, КАМАЗ, автопогрузчиков [9].

При исследовании состояния поверхностного слоя шеек валов (микротвердости, остаточных напряжений, структуры, характера изменения параметра шероховатости *Ra*), изготовленных по серийной технологии, было установлено, что отдельные участки шеек валов, особенно в зонах радиусов перехода, подвержены появлению дефектов при изготовлении: повышенной неравномерности по высоте и шагу шероховатости (Ra = 1,25...2,5 мкм, $S_ш$ = 0,07...0,2 мм), неоднородной структуры и прижогов, остаточных растягивающих напряжений (250...400 МПа) и микротрещин. Эти же участки шеек оказались наиболее уязвимыми при испытаниях на износостойкость, а также в эксплуатации, являясь очагами возникновения повышенного износа (3,8...8,5 мкм на

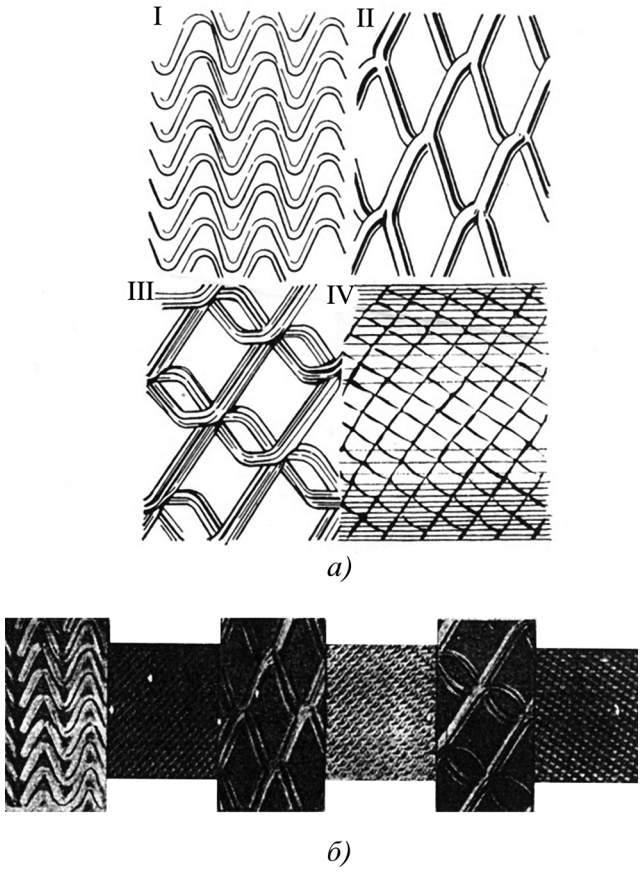


Рис. 3. Система синусоидальных канавок (*а*) и общий вид образцов (*б*) после КАДО

400...1000 км условного пробега), разрушения поверхности (риски, задиры).

После упрочнения поверхностей шеек всех исследуемых валов методом КАДО произошло уменьшение параметра шероховатости поверхностей по всей ширине и диаметру шеек до Ra = 0,63...0,8 мкм ($Ra_{исх}$ = 1,25...1,6 мкм), увеличение радиуса закругления микронеровностей и их шага до значений $r_в$ = = 500...800 мкм и $S_ш$ = 0,5...1,0 мм в сравнении с исходными после шлифования 30...50 мкм и 0,08... 0,12 мм соответственно, опорной длины профиля в 5...8 раз.

В зависимости от режима обработки образуются полностью регулярный микрорельеф или синусоидальные канавки. Одновременно с улучшением микрорельефа наблюдается повышение микротвердости поверхности стальных деталей на 20...30 % и чугунных на 15...20 %, в поверхностном слое возникают остаточные сжимающие напряжения 400...600 МПа.

На обработанной поверхности образуется сервовитная пленка особой структуры [1] толщиной 1...1,5 мкм (после упрочнения), способная к самовосстановлению при трении. Указанное способствует уменьшению контактного давления между деталями и коэффициента трения до f = 0,045, что резко снижает вероятность формирования задиров на рабочей поверхности и теоретически (в некоторых случаях практически) исключает изнашивание основных металлов трущихся деталей [5].

Проведенные сравнительные ускоренные испытания в течение 10 ч пар ролик (шейки вала) – колодка (реальный вкладыш подшипника) при удельных давлениях 8...12 МПа, частоты вращения вала 800...1000 мин$^{-1}$, смазке МС на специальной машине трения показали следующее:

1. Совмещенный процесс КАДО значительно (в 2–5 раз) сокращает длительность приработки трущейся пары шейка–вкладыш; после данной обработки поверхности шейки вала в процессе трения происходит интенсивное изменение и формирование равновесной (регулярной) шероховатости. Механизм ускоренного формирования такой шероховатости объясняется как образованием при выглаживании на поверхности микронеровностей (каналов) с пологими сторонами и скругленными вершинами неровностей, так и снижением межмолекулярных сил при взаимодействии контактирующих поверхностей за счет нанесения металлоплакирующей и жидкой смазок, располагающихся на вершинах и во впадинах неровностей.

Процесс образования неровностей на трущихся поверхностях выглядит следующим образом: островершинный микрорельеф (после обработки резанием) поверхности вкладыша подшипника, резко разрушаясь, превращается в платообразный с медной пленкой, а микрорельеф поверхности шейки вала со скругленными вершинами неровностей, покрытыми твердой смазкой (латунь, медь) изменяется незначительно. Вначале на поверхностях скругленных неровностей с нанесенным слоем меди возникают мельчайшие островершинные микронеровности (следы неровностей поверхности вкладыша) превращая его, таким образом, в двухъярусный микрорельеф с системой мельчайших микроканавок, заполненных твердой и жидкой смазками.

При дальнейших испытаниях характер микрорельефов вновь изменяется, копируя исходные состояния, но с уменьшенной высотой неровностей. Такое изменение имеет циклический характер и повторяется до возникновения равновесной, благоприятной для эксплуатации шероховатости на обоих трущихся поверхностях [9].

2. Уменьшаются износ с 138...145 до 40...62 мг; интенсивность изнашивания с 12,2 до 2,3 мг/ч и коэффициент трения с 0,13 до 0,05 пары шейка–вкладыш подшипника. Основной износ происходит в зонах радиусов перехода шеек валов.

3. Повышается задиростойкость поверхности шеек валов в 4 и более раз.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Гаркунов Д.Н.** Триботехника. Износ и безызностность. М.: Изд-во МСХА, 2001. 614 с.

2. **Сорокин В.М.** Комбинированная антифрикционно-упрочняющая обработка деталей машин / Всесоюз. совет науч.-техн. обществ. Горький, 1985. 91 с.

3. **Сорокин В.М., Баер А.А.** Повышение вибронакатыванием износостойкости трущихся поверхностей с антифрикционными покрытиями // Вестник машиностроения. 1980. № 10. С. 23–24.

4. **Дорофеев Ю.Н.** Обработка деталей ППД с нанесением покрытий натиранием // Вестник машиностроения. 1984. № 7. С. 55–56.

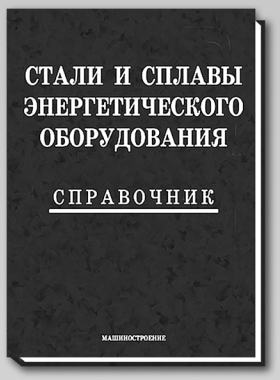
5. **Сорокин В.М.** Исследование прочности сцепления и долговечности антифрикционных покрытий после упрочнения ППД // Вестник машиностроения. 1982. № 11. С. 25–26.

6. **Способ** формирования микрорельефа на поверхности детали: пат. 2297314 / В.М. Сорокин, Н.М. Тудакова, А.В. Михеев и др. Заявл. 07.06.05; опубл. 20.04.07, Бюл. № 11.

7. **Устройство** для отделочно-упрочняющей обработки трущихся поверхностей деталей машин: пат. на полезную модель 64126 / В.М. Сорокин, А.В. Михеев, С.С. Танчук и др. Заявл. 13.02.07; опубл. 27.06.07, Бюл. № 18.

8. **Сорокин В.М., Суслик М.Е., Танчук С.С.** Комбинированный метод совмещенного натирания и упрочнения вибронакатыванием покрытий внутренних поверхностей цилиндров // Ремонт, восстановление, модернизация. 2008. № 3. С. 2–5.

9. **Сорокин В.М., Суслик М.Е., Танчук С.С.** Влияние исходной микрогеометрии поверхностей на процессы трения и изнашивания // Прогрессивные технологии в машино- и приборостроении. "ПТ–2005": межвуз сб. статей. Арзамас: НГТУ, 2005. С. 170–171.



СТАЛИ И СПЛАВЫ ЭНЕРГЕТИЧЕСКОГО ОБОРУДОВАНИЯ: СПРАВОЧНИК

С.Б. Рыжов, А.С. Зубченко, Ю.В. Каширский и др. Под общ. ред. **С.Б. Рыжова**

960 с. – ISBN 978-5-217-03446-8 **Цена 5000 р.**

Справочник содержит данные о более чем 300 материалах, используемых в отечественной тепловой, атомной и гидроэнергетике и является унифицированным по номенклатуре включенных в него сведений.

В нем дается краткая характеристика основного оборудования электростанций, изложены материаловедческие проблемы в энергетике, описаны системы маркировки сталей, сплавов и чугунов, технологические и специальные свойства материалов, главные требования к ним, методы необходимого контроля, анализа и прогнозирования таких свойств.

В табличной форме рассмотрены сведения о химическом составе материалов, его механических свойствах, твердости и пластичности в зависимости от размера поковки и режимов термообработки, параметры ковочных, литейных свойств и обрабатываемости резанием, характеристики свариваемости, флокеночувствительности, отпускной хрупкости, данные по релаксационной стойкости, длительной прочности, ползучести, жаростойкости и коррозионной стойкости – всего по более чем 100 параметрам.

Описаны системы маркировки отечественных и зарубежных энергетических сталей и сплавов. Изложены требования к материалам, методы контроля и методики их испытаний. Кратко описаны способы прогнозирования долгосрочных свойств материалов.

Приведена информация о более 700 зарубежных материалах, близких по химическому составу, назначению и свойствам к отечественным.

Данные сопровождаются ссылками на соответствующие источники, откуда они взяты (ГОСТ, ОСТ, ТУ, техническая литература).

Предназначен как для конструкторов, технологов, металловедов и других специалистов тепловой, атомной и гидроэнергетики, так и для работников всех отраслей промышленности, он может быть полезен для преподавателей, аспирантов и студентов технических вузов.

Приобрести книгу по цене издателя можно, прислав заявку в отдел продаж, маркетинга и рекламы:
по почте: 107076, г. Москва, Стромынский пер., 4; по факсу: (499) 269-48-97; по e-mail: realiz@mashin.ru
Дополнительную информацию можно получить по телефонам: (499) 269-66-00, 269-52-98 и на сайте WWW.MASHIN.RU

УДК 621.7

В.М. Константинов, Г.А. Ткаченко
(Белорусский национальный технический университет, г. Минск)
E-mail: v_m_konst@mail.ru

Упрочнение быстроизнашиваемых деталей почвообрабатывающих плугов нитроцементацией с локальным индукционным циклическим нагревом

Установлен ряд особенностей, связанных со структурообразованием нитроцементованных слоев, получаемых при помощи индукционной обработки, как при стационарном режиме, так и при циклическом нагреве. Выявлено, что циклическая обработка после нитроцементации измельчает структуру основного металла и поверхностного слоя, приводит к уменьшению остаточного аустенита в структуре диффузионного слоя, повышает твердость диффузионного слоя, а также ударную вязкость мартенсита.

Ключевые слова: *индукционный циклический нагрев, локальное формирование износостойких структур, интенсификация высокотемпературной диффузии, мелкое зерно, вязкий мартенсит.*

In our researches it was possible to establish a number of features connected with structurization diffusion the layers received by means of induction processing, both at a stationary mode, and at cyclic heating. Cyclic processing after nitrocementation crushes structure of the basic metal and a blanket, leads to reduction residual austenitic in structure diffusion a layer, hardness diffusion a layer and also impact strength martensite increases.

Keywords: *induction cyclic heating, local formation of wearproof structures, an intensification of high-temperature diffusion, a fain grain, viscous martensite.*

Почворежущие детали корпусов плугов, являющиеся изделиями массового потребления, относятся к быстроизнашивающимся сменным элементам. Технический уровень производства и ресурс элементов корпусов плугов, выпускаемых отечественными предприятиями, ниже, чем европейских производителей. Детали почвообрабатывающей техники отечественного производства имеют ресурс работы ниже западных аналогов в 1,5–2 раза и, как правило, не дотягивает до требований СТБ 1388–2003, где для оборотного долота ресурс должен составлять не менее 20 га.

Выпускаемые детали имеют низкие показатели на супесчаных и песчаных почвах и незначительно превышают показатели на торфяных, суглинистых и глинистых почвах. Небольшая наработка узла долото–болт объясняется тем, что происходит быстрый износ долота по длине и толщине. Во время работы на "тяжелых" почвах сильное влияние на ресурс детали оказывает износ головки болта, который обусловлен постепенным "вымыванием" почвой мягкого металла крепежного элемента в посадочном отверстии рабочего органа, что приводит к преждевременному нарушению целостности конструкции. В результате этого износа происходит отрыв долота от лемеха плуга.

В настоящее время для изготовления рабочих органов плугов используют конструкционную сталь 65Г. Для повышения износостойкости применяют *термическую обработку* (ТО), которая состоит из объемной закалки и среднего отпуска. При этом формируется структура троостита отпуска с твердостью 45...50 HRC.

Крепежные элементы плуга изготавливают из сталей 20 и 40Х. Болты (сталь 20) изготавливают холодной высадкой без дополнительной ТО, получая изделие со структурой феррита и перлита, которая обеспечивает твердость около 20 HRC и предел прочности 600 МПа. Болты из стали 40Х – горячей высадкой с последующей ТО, которая состоит из закалки и высокого отпуска, после такой операции формируется микроструктура сорбита отпуска с твердостью 30 HRC и пределом прочности 1100 МПа.

При работе в полевых условиях ресурс болтов, установленных на долото и лемех, составляет всего 5...15 га вспаханной земли из расчета на один корпус плуга.

Наиболее тяжелонагруженным, интенсивно изнашиваемым узлом корпуса плуга является долото–болт, назначение которого заключается в подрезании пласта почвы, ее подъема и направления на отвал. В процессе эксплуатации узел корпуса плуга подвергается воздейст-

вию абразивной массы, а также действию окружающей среды – коррозии, ударным нагрузкам.

Следовательно, в процессе упрочнения, учитывая условия эксплуатации данного узла корпуса плуга, необходимо повысить конструкционную прочность, т.е. комплекс прочностных свойств, которые обеспечат длительную и надежную работу материала в условиях эксплуатации. К таким свойствам можно отнести поверхностную твердость долота и болта, а также прочность и ударную вязкость.

Для согласованной и продолжительной работы узла необходимо, чтобы твердость головки болта была равной или больше твердости долота. Это требуется, чтобы исключить эффект "вымывания" из посадочного отверстия металла болта.

Крепежный элемент представляет собой стержень с внешней резьбой на одном конце и головкой на другом с однородной микроструктурой по сечению. Это обуславливает его механические характеристики, так как класс прочности зависит от предела прочности на растяжение: чем больше значение, тем выше класс болта.

Наиболее тяжелонагруженной частью болта является его резьбовая часть в месте соединения с головкой, где возникают крутящий момент, образующийся во время навинчивания гайки, и растягивающие напряжения при взаимодействии детали с внешней средой, головка болта, в свою очередь, подвергается воздействию абразивных частиц.

Исходя из условий работы крепежного элемента и нагрузок, целесообразно сохранить исходную микроструктуру феррита и перлита, сорбита или троостита на ножке болта, а на головке получить износостойкую структуру, например мартенсита.

Сочетание исходной микроструктуры резьбовой части и износостойкой на головке позволит сохранить класс прочности и улучшить трибологические свойства крепежных элементов, работающих в условиях интенсивного абразивного изнашивания и при ударных нагрузках.

Оборотное долото представляет собой нож, имеющий рабочую часть в виде лезвий с двух сторон и центральную часть, в которой размещены крепежные отверстия. Эта деталь устанавливается на лемех, так что рабочая часть выступает вперед на 70 мм.

Таким образом, долото представляет собой консоль с жестким закреплением и все возникающие нагрузки воспринимаются именно крепежной частью долота, если нагрузка превышает предел прочности, то происходит излом в этой части, так как в ней расположены посадочные отверстия, которые являются концентраторами напряжений (рис. 1). Исходя из нагрузок и условий работы, на данной детали требуется получить следующие структуры: износостойкую, например мартенсит, на режущей части и на крепежной – пластичную, например троостит.

Для реализации схемы локального распределения микроструктур по сечению изделий необходимо использовать такую ТО, чтобы нагрев оказывал влияние на структурные превращения лишь на определенных участках детали. К такому виду упрочнения можно отнести *электрохимико-термическую обработку* (ЭХТО), локальную закалку, отпуск с индукционным нагревом, а благодаря тому что способ нагрева позволяет регулировать скорость, можно добиться высокой производительности процесса упрочнения.

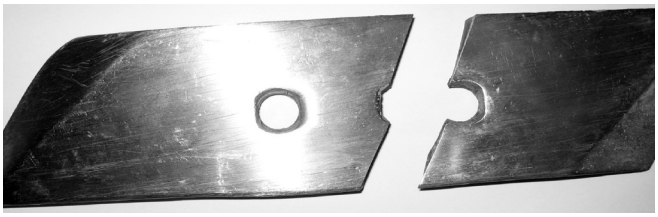


Рис. 1. Излом оборотного долота по концентраторам напряжений

В этом случае в качестве альтернативы традиционным способам объемной ХТО и ТО можно использовать высокоскоростное диффузионное насыщение поверхности сталей из порошков, газовой или жидкой сред с использованием индукционного нагрева, проводить ТО с циклическим нагревом.

Для крепежных элементов была рассмотрена возможность использования высокотемпературной нитроцементации из паст. Такой способ позволил получить на образцах (стали 20, 40Х) диффузионные слои толщиной от 0,06 до 0,9 мм. После нитроцементации при 1100 °С и последующей закалки формируется диффузионный слой, состоящий из игольчатого мартенсита и остаточного аустенита, микротвердостью 9000 МПа.

Увеличение температуры насыщения с 1100 до 1200...1300 °С приводит к образованию на поверхности образца жидкометаллической фазы, что позволяет получить на стали 40Х за 90 с слой толщиной 0,9 мм, состоящий из крупных зерен перлита, вокруг которых образуется ледебуритная эвтектика с высокой микротвердостью порядка 12 000 МПа. Такой же эффект от увеличения температуры насыщения наблюдается и на стали 20, где помимо нитроцементованного слоя образуется ледебурит толщиной 30...40 мкм [1].

Структуры, сформированные в диффузионном слое при частичном оплавлении поверхности, не приемлемы для использования в качестве защитных покрытий от абразивного воздействия. Оплавление проходит по границам зерен, где образуются участки высокотвердой ледебуритной эвтектики, что может привести к выкрашиванию и скалыванию диффузионного слоя при эксплуатации.

Другой особенностью ЭХТО при высоких температурах можно считать значительный теплоотвод к холодным областям образца. Поэтому применение этого способа для локального упрочнения крепежных элементов может привести к изменению исходных микроструктур

на крепежной части болтов, которые обеспечивают класс прочности.

Следовательно, данный способ обработки можно применить только для болтов из стали 20, где крепежная часть имеет структуры феррита и перлита. Для болтов из стали 40Х такой значительный теплоотвод к ножке болта приведет к уменьшению твердости сорбита, в результате этого снизится прочность детали. Поэтому для крепежных элементов из стали 40Х целесообразно использовать локальную закалку головки с последующим отпуском.

В работе было изучено влияние циклического нагрева на формирование диффузионного слоя при высокотемпературном насыщении из паст. Исследования показали, что циклический нагрев, заключающийся в перегреве образцов крепежных элементов из стали 20 на 200 °С выше точки A_3 и охлаждении до температуры ниже точки A_1 на 100 °С, приводит к интенсификации диффузионных процессов, измельчению микроструктуры слоя и основного металла, а также позволяет увеличить микротвердость.

Кинетика диффузионного насыщения с циклическим нагревом имеет сложную зависимость от числа циклов за единицу времени. Было установлено, что во время стационарного процесса, равного 2 мин, образуется слой толщиной 280 мкм. Четырехтактный циклический нагрев с изотермической выдержкой в аустенитной области по 30 с формирует слой 340 мкм. При увеличении частоты смены температурного режима до восьми скорость роста диффузионного слоя снижается, и кинетика насыщения стремится к стационарному режиму. Это можно объяснить тем, что кратковременных выдержек в высокотемпературной зоне при каждом цикле не достаточно для интенсивной диффузии углерода и азота в глубь стали.

Интенсификация процесса насыщения и формирование мелкозернистой структуры при *термоциклической обработке* (ТЦО) обусловлены следующим. При многократной смене температуры происходит микродеформация зерен из-за структурных и термических напряжений, в результате чего происходит фазовый наклеп металла, который сопровождается рекристаллизацией [2].

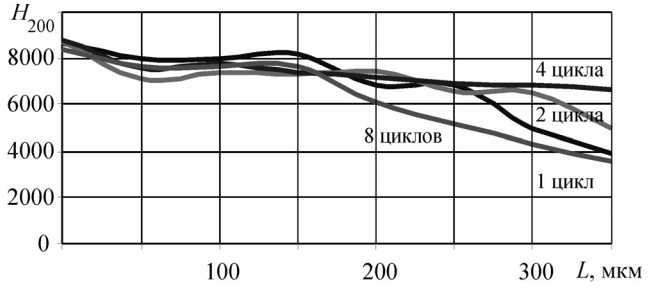


Рис. 2. Распределение микротвердости (МПа) после ЭХТО с циклическим индукционным нагревом (сталь 20)

Диффузия по движущимся границам зерен протекает быстрее, чем по неподвижным [3]. При деформации возрастает плотность дислокаций и вакансий в объеме зерен и взаимодействие мигрирующих границ с дефектами приводит к увеличению свободного объема границ, что обуславливает сильное увеличение коэффициента зернограничной диффузии D_{gr} [4]. При высоких температурах, когда роль объемной диффузии существенна, движущиеся границы с высоким D_{gr} играют роль источников, из которых атомы углерода и азота диффундируют в объем зерен.

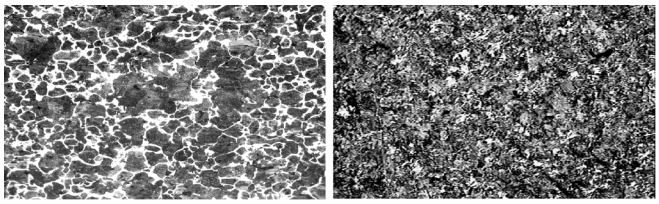
ЭХТО совместно с циклическим нагревом привело к повышению микротвердости в диффузионном слое и сердцевине образцов (рис. 2). Повышение обусловлено тем, что при нитроцементации из паст с последующей закалкой в слое сохраняется большое количество остаточного аустенита. Но в процессе многократной фазовой перекристаллизации при ТЦО в высокоуглеродистом аустените протекают процессы перераспределения углерода и выделения цементита, что вызывает обеднение аустенита углеродом.

В результате аустенит становится менее устойчивым и превращается в перлит. При повторном нагреве выделившиеся частицы цементита практически не растворяются при максимальной температуре, так как скорость нагрева высока и времени для их растворения недостаточно, а образовавшийся из высокоуглеродистого аустенита перлит превращается в менее легированный углеродом аустенит. При повторном охлаждении до нижней температуры цикла доля остаточного аустенита с каждым циклом уменьшается.

Подобное явление наблюдается при ТЦО образцов из стали 65Г, которые были предварительно подвергнуты нитроцементации при температуре 850 °С в течение 7 ч. Режим циклической обработки с индукционным нагревом этой стали был выбран с полной фазовой перекристаллизацией и заключался в нагреве выше точки A_3 на 50...80 °С и охлаждении ниже точки A_1 на 50 °С. Выбранный диапазон температур позволил получить равномерный нагрев всего сечения образца за один цикл нагрева. При температуре выше точки Кюри возрастает глубина проникновения тока в металл от 6,5 до 0,7 мм [5] в зависимости от частоты генератора 8...400 кГц.

Равномерности прогрева сечения образца дополнительно способствует интенсивный теплоотвод с поверхности в сердцевину, что приводит к формированию мелкозернистого аустенита по всему сечению образца. Немаловажным фактором в процессе упрочнения образцов по предложенной схеме является то, что в процессе ТЦО с полной фазовой перекристаллизацией не происходит изменения положений критических точек стали [1]. Следовательно, будут исключены перегрев и недогрев стали при осуществлении закалки в последнем цикле обработки.

Упрочнение оборотных долот заключалось в нитроцементации с последующей ТЦО. Исходная микроструктура образцов перед ТЦО представляла собой



а) *б)*

Рис. 3. Микроструктуры сердцевины образца из стали 65Г (×100):
а – после ХТО; *б* – после нормализации

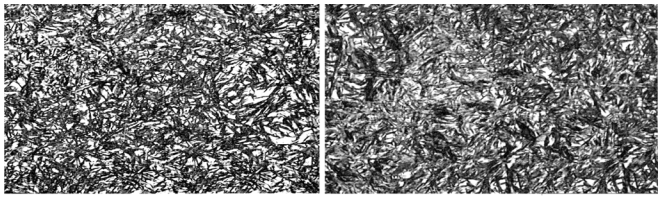
крупнозернистый перлит, окруженный ферритом (рис. 3), диаметр зерна при этом находился в пределах 0,055...0,039 мм.

После циклического нагрева и ТО происходит значительное измельчение структуры закаленных образцов. Размер мартенситных игл за четыре цикла уменьшается с 18 до 8 мкм в сердцевине, а на поверхности – с 12 до 4 мкм, такое измельчение связано с увеличением числа циклов (рис. 4). Более мелкоигольчатый мартенсит в диффузионном слое формируется благодаря тому, что в структуре слоя присутствует цементит вторичный и цементит перлита.

Установлено, что ТЦО способствует измельчению и дроблению карбидных включений, что приводит к увеличению числа зародышей аустенита при нагреве [6]. Благодаря высокой скорости индукционного нагрева, карбиды не успевают раствориться полностью, обеспечивая сохранение мелкого аустенитного зерна.

Сформированная мелкозернистая структура мартенсита отпуска позволила добиться улучшения механических свойств стали 65Г, в частности ударной вязкости, значение которой удалось повысить с 10 до 20 Дж/см^2 за два цикла нагрева и охлаждения. Излом образца имеет матовый серый цвет с вытянутыми волокнами, что характерно для вязкого излома (рис. 5).

Таким образом, благодаря циклическому нагреву при высокотемпературном диффузионном насыщении, удалось добиться увеличения глубины диффузионного слоя на 17 % относительно изотермического насыщения при равной продолжительности процесса. При ТЦО



а) *б)*

Рис. 4. Микроструктуры диффузионного слоя образцов из стали 65Г после ТО (×1000):
а – закалка после нормализации; *б* – закалка после двух циклов

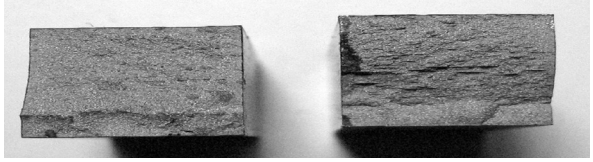


Рис. 5. Разрушения образца из стали 65Г с микроструктурой мартенсита отпуска после испытания на ударную вязкость

происходит значительное измельчение микроструктуры в диффузионном слое и в сердцевине образца. Термоциклирование после ХТО исправляет перегретую микроструктуру образцов в слое и в сердцевине металла, что способствует увеличению ударной вязкости, твердости.

По разработанным способам упрочнения была изготовлена опытная партия деталей, в которую входили крепежные элементы и оборотные долота. Задача испытаний заключалась в проверке эффективности повышения эксплуатационных характеристик готового изделия за счет применения мелкодисперсных структур, сформированных согласно разработанной схеме зонального упрочнения деталей корпусов плугов.

Испытания экспериментальной партии проводили на Белорусской машиноиспытательной станции в 2009 г. Базой для определения эффективности упрочнения служили детали серийного производства РУП "Минский завод шестрен" ("МЗШ") и фирмы "Kverneland". Конструкция и размеры деталей были одинаковыми, отличия заключались в механических свойствах (таблица).

В ходе испытаний проводили оценку показателей надежности упрочненных деталей на базе сельхозпредприятий Минского района на вспашке стерни и многолетних трав на торфяно-глеевых почвах влажностью 47...45 % и средних суглинистых влажностью 18...23 %. Засоренность почвы камнями со средним диаметром 65 мм составила 0,6...1,4 шт./м^2. Условия проведения испытаний в целом соответствовали требованиям СТБ 1388–2003.

Параметры деталей

Оборотное долото	Материал	Микроструктура лезвийной части	Твердость лезвийной части, HRC	Площадь, обработанная одним долотом, га
РУП "МЗШ"	65Г	Троостит	45...50	17
Упрочненное РУП "МЗШ"		Легированный мартенсит	62...64	25
Kverneland	40ГР	Мартенсит	50...55	

Интенсивность изнашивания оборотных долот и крепежных элементов определяли изменением линейных размеров за количество пройденных гектар. В ходе полевых испытаний наработка на одно долото составила от 17 до 25 га, а на болт – 8...13 га. Анализ значений линейных размеров, являющихся выбраковочными признаками, показал, что износ упрочненных деталей происходит медленнее серийно выпускаемых в 1,4...1,8 раза согласно протоколу БелМИС № 18 Д8/1–2009 от 23 февраля 2009 г.

Таким образом, результаты исследований и полевых испытаний позволили предложить технологии упрочнения деталей и внедрить на РУП "МЗШ" с экономическим эффектом от внедрения более 42 млн руб. (Беларусь).

Выводы

1. Предложен оригинальный способ упрочнения крепежных элементов локальной ЭХТО из порошков и закалкой с индукционным нагревом, позволяющий получить износостойкие структуры на головке болта, а резьбовую часть оставить мягкой и пластичной, благодаря чему сохраняется класс прочности (заявка на изобретение "Болт" № а 20 091 117 от 23.07.2009).

2. Установлено влияние индукционного циклического нагрева в интервале температур 600...1100 °С на скорость формирования диффузионного слоя при проведении процесса электрохимико-термического насыщения. Во время нестационарного процесса диффузии, за равный промежуток времени, можно получить слой 340 мкм, что на 17 % больше, чем в стационарном режиме. Если увеличивать интенсивность теплосмен и уменьшать время выдержки в аустенитной области, то происходит замедление формирования слоя. В этом случае кинетика приближалась к стационарному режиму: 25 мкм слоя за один цикл в течение 15 с выдержки.

3. Разработанная схема распределения микроструктур оборотного долота и примененная технология упрочнения позволили создать деталь, состоящую из зон, для которых характерна определенная структура, обеспечивающая высокую твердость и износостойкость лезвийной части (легированный мартенсит), прочность и долговечность крепежной части (троостит) [7].

4. Полевые испытания на Белорусской машиноиспытательной станции показали, что благодаря упрочнению деталей выпускаемых "МЗШ", их износостойкость сравнялась с западными образцами "Kverneland". Установлено, что износостойкость упрочненных деталей выше серийновыпускаемых деталей в 1,5–1,8 раза в зависимости от типа почвы. Разработанные технологии упрочнения крепежных элементов внедрены на РУП "МЗШ". Экономический эффект от освоения и внедрения составил 42 млн руб. (Беларусь).

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Ткаченко Г.А., Константинов В.М.** Электрохимико-термическая обработка крепежных элементов почвообрабатывающих машин // Металлургия: Республ. Межведом: сб. науч. тр. Минск: БНТУ, 2008. Вып. 31. С. 358–371.

2. **Справочник** по термомеханической и термоциклической обработке металлов / М.Е. Смагоринский. СПб., 1992. 392 с.

3. **Диффузия** по границам зерен и фаз / И. Каур, В. Густ. М.: Машиностроение, 1991. 448 с.

4. **Неравновесные** границы зерен в металлах. Теория и приложения / В.Н. Чувильдеев. М.: Физматлит, 2004. 304 с.

5. **Диффузионные** процессы в металлах под действием магнитных полей и импульсных деформаций: в 2-х т. Т. 2 / В.Ф. Мазанко, А.В. Покоев, В.М. Миронов и др. М.: Машиностроение, 2006. 323 с.

6. **Гурьев А.М., Ворошнин Л.Г.** / Циклическое тепловое воздействие при термической и химико-термической обработке инструментальных сталей / ФПСМ: АГТУ. 2005. Вып. 3. С. 37–46.

7. **Пат. 5303.** Рабочий орган почвообрабатывающей машины. № *и* 20 080 810; 03.11.08.

ООО "Издательство **Машиностроение**", 107076, Москва, Стромынский пер., 4.
Учредитель ООО "Издательство Машиностроение".
E-mail: utp@mashin.ru.
Web-site: www.mashin.ru.
Телефоны редакции журнала: (499) 268-40-77, 269-54-96; факс: (499) 268-85-26, 269-48-97.
Дизайнер *Подживотов К.Ю.* Технический редактор *Жиркина С.А.*
Корректоры *Сажина Л.И., Сонюшкина Л.Е.*
Сдано в набор 01.12.10 г. Подписано в печать 17.02.11 г. Формат 60×88 1/8. Бумага офсетная. Печать офсетная.
Усл. печ. л. 5,88. Уч.-изд. л. 6,46. Заказ 60. Свободная цена.
Оригинал-макет и электронная версия подготовлены в ООО "Издательство "Машиностроение".
Отпечатано в ООО "Подольская Периодика", 142110, Московская обл., г. Подольск, ул. Кирова, д. 15